

UNIVERSIDADE FEDERAL DE SANTA CATARINA
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA
PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

GUILHERME ANGELO EBONI

EFEITO DO PROCESSAMENTO CRIOGÊNICO NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SAE M2
TEMPERADO E REVENIDO

FLORIANÓPOLIS

2010

GUILHERME ANGELO EBONI

**EFEITO DO PROCESSAMENTO CRIOGÊNICO NA
MICROESTRUTURA E PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SAE M2
TEMPERADO E REVENIDO**

Dissertação submetida à Universidade
Federal de Santa Catarina para a obtenção do
título de Mestre em Ciência e Engenharia dos
Materiais

Área de Concentração: Ciência e Engenharia
dos Materiais

Orientador: Prof. D.Sc. Carlos Augusto Silva
de Oliveira

FLORIANÓPOLIS

2010

FLORIANÓPOLIS, ABRIL 2010

**EFEITO DO PROCESSAMENTO CRIOGÊNICO NA MICROESTRUTURA E
PROPRIEDADES MECÂNICAS DO AÇO SAE M2 TEMPERADO E REVENIDO**

GUILHERME ÂNGELO EBONI

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA PARA OBTENÇÃO DO TÍTULO DE MESTRE EM
CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS

ESPECIALIDADE CIÊNCIA E ENGENHARIA DE MATERIAIS E APROVADA EM SUA
FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO EM CIÊNCIA E
ENGENHARIA DE MATERIAIS.

Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, DSc.
Orientador

Prof. Carlos Augusto Silva de Oliveira, DSc.
Coordenador do curso

BANCA EXAMINADORA

Prof. Augusto José de Almeida Buchinelli, Dr. -Ing. EMC/UFSC
Presidente

Prof. Ana Maria Maliska, Dr. -Eng. EMC/UFSC
Membro

Prof. Lício Schaeffer, Dr. -Ing. DEM/UFRGS
Membro

Dedico este trabalho a Deus, quem me iluminou durante esta caminhada, a minha família pelo amor determinação e dedicação demonstrada durante minha formação e a minha esposa por seu amor e companheirismo.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. DR. Sc. Carlos Augusto Silva de Oliveira, Universidade Federal de Santa Catarina, pela amizade, incentivo e orientação necessária para a realização deste trabalho.

À Bodycote Brasimet pela oportunidade e generosidade oferecida durante o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Eng. Gerson Morettini por ser o primeiro incentivador, para que este trabalho acontecesse.

Ao Bolsista Diogo Ikeda pela realização dos ensaios de desgaste abrasivo.

Aos Engenheiros Shun Yoshida, Carlos Sartori e Carlos Henrique da Silva, pelas discussões sobre criogenia.

Ao Eng. MSc Rafael König, por seu incentivo e ajuda durante a elaboração do trabalho.

Aos companheiros de viagem a Florianópolis Jackson Dal Comuni, Ivam Marcelo Trapp e Douglas Domingos Lopes.

A minha família, pelo apoio e incentivo.

RESUMO

Neste trabalho estudou-se as microestruturas e as propriedades mecânicas geradas por processos realizados em temperaturas abaixo de 0°C, em corpos de prova de aço SAE M2, tratados termicamente.

Muito se tem discutido com relação à criogenia em aços, e neste trabalho foi realizada uma verificação da existência de alterações significativas nas propriedades mecânicas e metalúrgicas dos aços SAE M2, com a utilização dos processos criogênicos.

Todos os corpos de prova foram temperados em forno a vácuo com resfriamento em nitrogênio gasoso com 5 bar de pressão, seguindo os padrões de tratamento térmico para o aço SAE M2. Antes de realizar os revenidos subsequentes à têmpera, foram realizadas três rotas de processos com temperaturas abaixo de 0°C (-30°C, -80°C e -196°C).

Após serem submetidos aos processos com temperatura abaixo de zero os corpos de prova foram revenidos a temperaturas de 540°C, 590°C e 600°C.

Os corpos de prova submetidos às temperaturas de -30°C, -80°C e -196°C, foram analisados com um, dois e três revenidos.

O ensaio de difração de Raio-X(quantitativo) realizado para verificar a presença de austenita, demonstrou que submetendo as amostras a temperatura de -30°C e dois revenidos subsequentes proporciona uma porcentagem de austenita retida nas amostras já era menor que 5%.

A avaliação de tenacidade foi realizada através de um ensaio de flexão por 4 pontos e revelou que o corpo de prova submetido a -196°C e três revenidos subsequentes obteve um resultado de tenacidade acima da média dos outros processos realizados.

Para verificar a resistência ao desgaste dos corpos de prova foi utilizado o ensaio de “disco de borracha & areia abrasiva”, onde observou-se que os corpos de prova submetidos a temperatura de -196°C tiveram menor perda de massa.

A análise de microscopia eletrônica de varredura mostra uma semelhança muito grande entre as microestruturas de todos os corpos de prova submetidos as temperaturas abaixo de zero.

Os corpos de prova que apresentaram melhor resultado nos ensaios mecânicos(desgaste e flexão) foram os tratados a -196°C e com três revenidos.

ABSTRACT

This Project has studied microstructures and the mechanical properties generated by temperature processes under 0 degrees Celsius, in AISI M2 steel test bodies, treated thermally.

Much has been discussed according to the cryogenics of steels, and in this work a verification of the existence of significant advantages in the mechanical and metallurgic properties of SAE M2 steels was done, with the utilizing of cryogenic processes.

All test bodies have been tempered in a vacuum oven with bar 5 pressure nitrogen cooling, following the standards of thermal treatment for SAE M2 steel. Before realizing subsequent temperings, three process routes were realized with temperatures under 0 degrees Celsius, (-30°C, -80°C e -196°C).

After being submitted to the processes with below-zero temperatures, the test bodies were tempered with temperatures of 540°C, 590°C e 600°C.

Test bodies submitted to temperatures of -30°C, -80°C e -196°C, were analyzed with one, two and three temperings.

The exercises in—quantitative--X-ray diffraction realized to verify the presence of austenites, demonstrated that submitting these samples to a temperature of -30°C more than two temperings the percentage of austenites retained in samples was already less than 5%.

The evaluation of the tenacity was realized through a flexing of 4 points and revealed that the test body submitted to -196°C plus three temperings obtained a result with tenacity above the average of other realized processes.

To verify resistance and wear of test bodies a “rubber disc and abrasive sand” exercise was utilized, where it was observed that test bodies submitted to temperatures of -196°C had lessened mass loss.

A sweeping analysis of electronic microscopy shows a great resemblance between microstructures in all test bodies of new tests submitted to below-zero temperatures.

Test bodies that presented better results in mechanical exercises were those treated to -196°C and with three temperings.

LISTA DE FIGURAS

Figura 2.1	Aspecto de distribuição de carbonetos primários.(Hoyle,1988).....	22
Figura 2.2	Carbonetos dispersos em matriz ferrítica de um aço SAE M2 Ataque: Nital 2%. Aumento: 1000x. (MAGNABOSCO, 1996).....	23
Figura 2.3	Resistência ao revenimento de aço rápido e de aços Ferramenta ligado e não ligado (Aços Villares).....	27
Figura 2.4	Pico de endurecimento secundário de alguns aços rápidos(Aços Villares).....	28
Figura 2.5	Efeito do tempo de espera, na transformação da austenita retida no aço AISI D2 austenitizado a 1075°C	36
Figura 2.6	Micrografias (MET) de mesma amostra em aço AISI M2 não tratadas por processo criogênico. Os carbonetos em (a) são menores que os carbonetos em (b) Huang et al. (2003)	40
Figura 2.7	(a) Efeito da temperatura criogênica na dureza e (b) Efeito da temperatura criogênica na tenacidade. As amostras foram revenidas a 200°C (Silva, F.J., 1999).....	42
Figura 2.8	(a) Efeito da temperatura criogênica na densidade de carbonetos e (b)Efeito do tempo à temperatura criogênica na densidade de carbonetos. As amostras foram revenidas a 200°C. (Silva, F.J., 1999).....	43
Figura 3.1	Condições de têmpera utilizada obtida pelo CLP do forno a vácuo.....	47
Figura 3.2	Forno a Vácuo na Bodycote Brasimet Joinville utilizado para temperar os CPs analisados.(Bodycote Brasimet-Jlle).....	49
Figura 3.3	Ilustração esquemática do funcionamento do forno a Vácuo	50
Figura 3.4	Forno de Revenimento (Bodycote Brasimet – Jlle).....	51
Figura 3.5	Tanque utilizado para processo criogênico (Bodycote Brasimet Joinville).....	53
Figura 3.6	Câmara de resfriamento (Bodycote Brasimet Joinville).....	54

Figura 3.7	Durômetro de bancada Mitutoyo(Bodycote Brasimet Joinville).....	55
Figura 3.8	Microdurômetro de bancada (Bodycote Brasimet Joinville)....	56
Figura 3.9	Microscópio de bancada Union Optical: Versamet – 2 (Bodycote Brasimet Joinville).....	57
Figura 3.10	Corpos de prova para ensaio de Metalografia e Difração de Raio-X.....	57
Figura 3.11	Representação esquemática do princípio de funcionamento do ensaio de desgaste disco de borracha-areia abrasiva (ASTM G 65, 1991).....	58
Figura 3.12	Equipamento utilizado para a realização do ensaio de desgaste disco de borracha-areia abrasiva.....	59
Figura 3.13	Corpos de prova utilizados no ensaio de desgaste borracha e areia abrasiva.....	60
Figura 3.14	Dispositivo para ensaio de flexão por quatro pontos.....	61
Figura 3.15	Corpos de prova utilizados no ensaio de flexão por quatro pontos.....	62
Figura 3.16	Microscópio Eletrônico de varredura Philips XL 30.....	63
Figura 4.1	Microestrutura do aço SAE M2 em estado recozido.....	64
Figura 4.2	Microestrutura obtida através do microscópio óptico.....	65
Figura 4.3	Microestrutura do aço SAE M2 somente temperado.....	66
Figura 4.4	EDS e composição dos carbonetos mais claros.....	66
Figura 4.5	EDS e composição dos carbonetos mais escuros.....	67
Figura 4.6	Microestruturas observadas por MEV. A- amostra com tratamento convencional e B- amostra “C3”(Têmpera, - 196°C e 3 revenidos).....	67
Figura 4.7	Valores de dureza (HRC).....	72
Figura 4.8	Valores de dureza (HV1).....	73
Figura 4.9	Gráfico da média de perda de massa no ensaio de desgaste disco de borracha-areia abrasiva.....	75
Figura 4.10	Gráfico da média de perda de massa no ensaio de desgaste disco de borracha-areia abrasiva.....	77
Figura 4.11	Gráfico da tensão máxima no ensaio de flexão por 3 pontos....	78

LISTA DE TABELAS

Tabela 2.1	Composição Química do Aço Rápido SAE M2 (MAGNABOSCO, 1999).....	22
Tabela 2.2	Características dos carbonetos eutéticos (BOCCALINI, 1996).....	24
Tabela 3.1	Composição química de aço M2 estudado.....	45
Tabela 3.2	Processos de Tratamento Térmico.....	50
Tabela 3.3	Ensaio e Corpos de Prova.....	52
Tabela 4.1	Percentual de austenita retida.....	69
Tabela 4.2	Valores de dureza (HRC).....	71
Tabela 4.3	Valores de dureza (HV1).....	72

SUMÁRIO

INTRODUÇÃO	15
2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	17
2.1- AÇOS	17
<i>2.1.2 – Aços rápidos</i>	<i>18</i>
<i>2.1.3 – Aço rápido SAE M2.....</i>	<i>21</i>
2.2 – TRATAMENTO TÉRMICO.....	23
<i>2.2.1-Têmpera.....</i>	<i>24</i>
<i>2.2.2 Revenido</i>	<i>26</i>
<i>2.2.4 – Martensita.....</i>	<i>29</i>
<i>2.2.5- Carbonetos.....</i>	<i>29</i>
2.3 TRATAMENTOS CRIOGÊNICOS	30
<i>2.3.1 – Alterações Microestruturais Originadas Pelo Processo Criogênico.....</i>	<i>33</i>
<i>2.3.2 Tratamentos Criogênicos & Propriedades mecânicas.....</i>	<i>39</i>
3. METODOLOGIA E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	44
3.1 – TRATAMENTO TÉRMICO	45
3.2 – DUREZA.....	53
3.3- MICRODUREZA	54
3.4 – MICROSCOPIA ÓPTICA	55
3.6 – ENSAIO DE DESGASTE DISCO DE BORRACHA- AREIA ABRASIVA.....	57
3.6 ENSAIO DE FLEXÃO	59
3.7 – DIFRAÇÃO DE RAIO – X.....	61
3.8 – MICROSCOPIA ELETRÔNICA DE VARREDURA.....	61

4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES.....	63
4.1 ANÁLISE MICROESTRUTURAL.....	63
<i>4.1.1 Metalografia (MO, MEV).....</i>	<i>63</i>
<i>4.1.2 Difração de raio x.....</i>	<i>67</i>
4.2 PROPRIEDADES MECÂNICAS	70
<i>4.2.1 Resultados de Dureza.....</i>	<i>70</i>
<i>4.2.1 - Desgaste.....</i>	<i>73</i>
<i>4.2.3 – Ensaio de Flexão.....</i>	<i>76</i>
CONCLUSÃO	79
TRABALHOS FUTUROS	81
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	82

1 – INTRODUÇÃO

O desgaste de ferramentas e componentes influencia diretamente a produtividade e a eficiência dos equipamentos e processos de manufatura. Portanto a tendência de mercado é o aumento na produtividade, utilizando processos mais confiáveis e que garantam a qualidade do produto final. Assim a redução dos efeitos associados aos mecanismos de falha de uma ferramenta, como por exemplo o desgaste ou a fratura, torna-se fator primordial para o aumento da competitividade das indústrias.

A utilização de processos com temperaturas abaixo de zero grau Célcius, com a intenção de eliminar a austenita devido a sua instabilidade e melhorar as propriedades do aço, não é uma prática recente. Neste caso o aço é submerso em nitrogênio líquido após a realização do revenido. A obtenção de uma matriz 100% martensítica e uma conseqüente estabilidade dimensional, a precipitação de carbonetos, o refino da martensita e a redução de defeitos cristalinos, como lacunas, são alguns dos resultados esperados com tratamentos sub-zero(Cryosa, 2007).

Estudos com temperaturas abaixo de zero passaram a se tornar mais comuns a partir da década de 70, quando as temperaturas foram estendidas para a faixa de -196°C. Foram reportadas melhorias significativas em metais, como o aumento de precisão em canos de armas.

Os meios que realizam a transferência de calor determinam as temperaturas abaixo de zero utilizadas, podendo variar de acordo com o interesse do estudo. O gelo seco pode fornecer uma temperatura de -80°C, o nitrogênio líquido fornece uma temperatura de -160 a -196°C.

O objetivo deste trabalho foi avaliar o efeito da temperatura utilizada nos processos subzero e criogênico no aço AISI M2 temperado e revenido, em sua microestrutura e propriedades mecânicas.

Foram avaliados aspectos microestruturais como nível de austenita retida após cada processo (fig.1), e outros mecanismos microestruturais capazes de influenciar diretamente nas propriedades mecânicas do aço rápido SAE M2. Estes estudos foram realizados através de ensaios de microscopia óptica, microscopia eletrônica de varredura (MEV) e difração de raio-x. As alterações mecânicas geradas pelas mudanças microestruturais foram avaliadas através do ensaio de desgaste e tenacidade por flexão de quatro pontos.

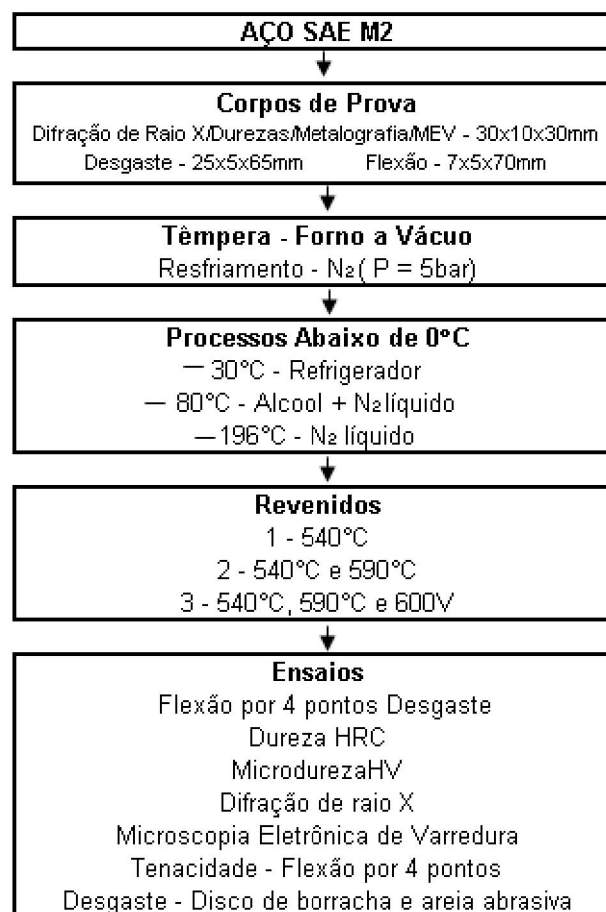


Fig. 1 – Diagrama dos processos realizados.

2 – REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

Neste capítulo são descritos os aços em geral, aços rápidos, o tratamento térmico de têmpera empregado neste trabalho, as fases microestruturais dos aços além de abordar os processos a temperaturas abaixo de zero.

2.1- Aços

O aço é uma liga ferro-carbono na qual, além do carbono, são adicionados outros elementos de liga com o propósito de se obter propriedades especiais, conforme sua aplicabilidade. Dentre os principais elementos de liga, destaca-se o cromo, níquel, tungstênio, vanádio, molibdênio, cobalto, manganês, entre outros. Os diferentes aços dependem fundamentalmente da variação desses elementos nas suas composições (Infomet, 2004).

Os aços ferramenta são uma classe de aços utilizados preferencialmente para o processamento de outros materiais ferrosos ou não ferrosos, assim como para materiais não metálicos, onde predominam operações de corte, estampagem, cunhagem e dobramento, normalmente usam-se aços para trabalho a frio. No caso de ferramentas onde durante o processamento tenham contato com materiais quentes, tais como fundição sob pressão e extrusão de ligas não ferrosas e forjamento de ligas ferrosas e não ferrosas, usa-se os aços para trabalho a quente. Existem ainda os aços específicos para uso em moldes de injeção de plásticos, outros com maior resistência ao choque (Infomet, 2004).

Dentro desta classificação, existem ainda os aços rápidos, objeto deste trabalho. Esses aços tem alta concentração de elementos de liga e são assim designados pela sua grande capacidade de manter a dureza, com o aumento da temperatura pelo atrito

durante o trabalho, ou seja, pode aquecer até aproximadamente 550°C por longos tempos sem perder dureza e sem alterações dimensionais.

2.1.2 – Aços rápidos

Os aços rápidos podem ser classificados em duas classes principais (BAYER e WALTON, 1990) segundo a American Iron and Steel Institute (AISI). A primeira refere-se aos aços da série T, ou seja, aços ao tungstênio, os quais, além do tungstênio possuem outros elementos de liga como o cromo, vanádio e o cobalto. A segunda refere-se aos aços da série M, nesta classe o Molibdênio substitui o Tungstênio. O tungstênio é um dos principais elementos químicos nos aços rápidos, sendo sua principal função conferir dureza a quente. Ele forma um carboneto complexo cúbico de face centrada tipo M_6C com o ferro e o carbono. (Infomet, 2004)

O molibdênio é utilizado como substituto parcial para o tungstênio e forma com o ferro e o carbono o mesmo tipo de carboneto.

Além das vantagens econômicas da substituição, as influências positivas de ambos se complementam: o molibdênio favorece o aumento da dureza, tenacidade e temperabilidade enquanto o tungstênio exerce um melhor controle sobre o crescimento de grão e proporciona maior proteção contra oxidação e descarbonetação (Cescon, 1990)

As classes M e T podem ainda ser divididas como seis grupos: (AISI) (ROBERTS e CARY, 1980):

- Aços rápidos ao tungstênio – (T1, T2, T3, T7 e T9)
- Aços rápidos ao tungstênio e cobalto – (T4, T5, T6, T8 e T15)
- Aços rápidos ao molibdênio – (M1, M10 e M7)
- Aços rápidos ao molibdênio e cobalto – (M30, M33, M34, M42, M46 e M47)

- Aços rápidos ao tungstênio e molibdênio – (M2, M3, M4 e M8)
- Aços rápidos ao tungstênio, molibdênio e cobalto – (M35, M36, M41 e M44)

Podem ser utilizados em ferramentas, tais como brocas, perfuratrizes, alargadores de furos, machos para abertura de roscas e fresas helicoidais. Alguns tipos podem ser utilizados para certas aplicações a frio como laminadores de rosca, punções e matrizes para corte de discos.

Os carbonetos do tipo M_6C formado tanto por Tungstênio quanto Molibidênio mais Ferro e Carbono possuem composição variando de Fe_3W_3C a Fe_4W_2C ou Fe_3Mo_3C a Fe_4Mo_2C , podendo dissolver cromo, vanádio, tântalo, nióbio, titânio e cobalto. (ROBERTS e CARY, 1980).

O vanádio é adicionado principalmente para formação do carboneto V_4C_3 , porém remover impurezas da escória e reduzir a quantidade de nitrogênio durante a fusão do aço também são funções esperadas deste elemento de liga. Sua presença resulta também num aumento da eficiência de corte. O endurecimento secundário é resultado da precipitação de carbonetos de elementos de liga como o Vanádio(V). (HUME-ROTHERY).

O cromo está sempre presente nos aços rápidos, normalmente em torno de 4%. Este elemento de liga gera uma melhor relação entre dureza e tenacidade nos aços, além de reduzir a oxidação e a formação de cascas de óxido durante a laminação ou tratamento térmico. O cromo está presente no aço recozido na forma de carbonetos cúbicos do tipo $M_{23}C_6$, que se dissolvem em temperaturas de austenitização inferiores a $1090^{\circ}C$ (ROBERTS e CARY, 1980).

A principal função de cobalto é aumentar a dureza a quente, de modo a melhorar a eficiência de corte; o cobalto é muito usado em ferramentas para desbaste profundo, em materiais que apresentam cavacos descontínuos como o ferro fundido e materiais não-ferrosos. Grandes percentuais de cobalto apresenta-se dissolvido na matriz,

aumentando assim a sua dureza à temperatura ambiente e também a altas temperaturas. O cobalto atua baixando a energia de falha de empilhamento da austenita e precipitando como carbonetos secundários mais finos durante a etapa de revenido (ROBERTS e CARY, 1980).

Os aços rápidos podem ser obtidos por fusão, lingotamento e trabalho mecânico (forjamento e/ou laminação) dos lingotes até a forma de barras. Aços obtidos por este processo são considerados convencionais. Outra forma de se obter aços rápidos é através da metalurgia do pó, onde os pós-metálicos e/ou não-metálicos são compactados e posteriormente sinterizados em formas muito próximas das que se deseja obter o produto final (HOYLE, 1988).

A fusão dos aços -ferramenta é realizada, normalmente, em quantidades pequenas, em fornos à indução, tomando-se um especial cuidado com as tolerâncias e homogeneidade do produto final. Estas particularidades tornam os aços rápidos materiais de custo mais elevado do que os aços comuns.

Tanto na produção de aços rápidos convencionais, quanto na de aços sinterizados, a seleção da matéria-prima é um fator importante, desde a seleção da sucata até a adição dos elementos necessários para as características desejadas. (HOYLE,1988)

Na fabricação de barras de aço rápido, o lingote bruto de fundição deve receber passes de conformação mecânica a quente (por forjamento ou laminação) para quebrar as estruturas celulares de carbonetos primários, cuja morfologia no estado bruto de fusão apresenta características comumente denominadas “espinha de peixe” (BOCCALINI, 1996). Mesmo para elevados níveis de deformação (da ordem de 90%) ainda existem problemas na distribuição de carbonetos, que podem se apresentar heterogeneamente distribuídos na forma de estrias alongadas (SILVA, 2001).

Na figura 2.1 pode-se observar o aspecto da distribuição de carbonetos primários (crescente de a para d) do aço AISI M2.

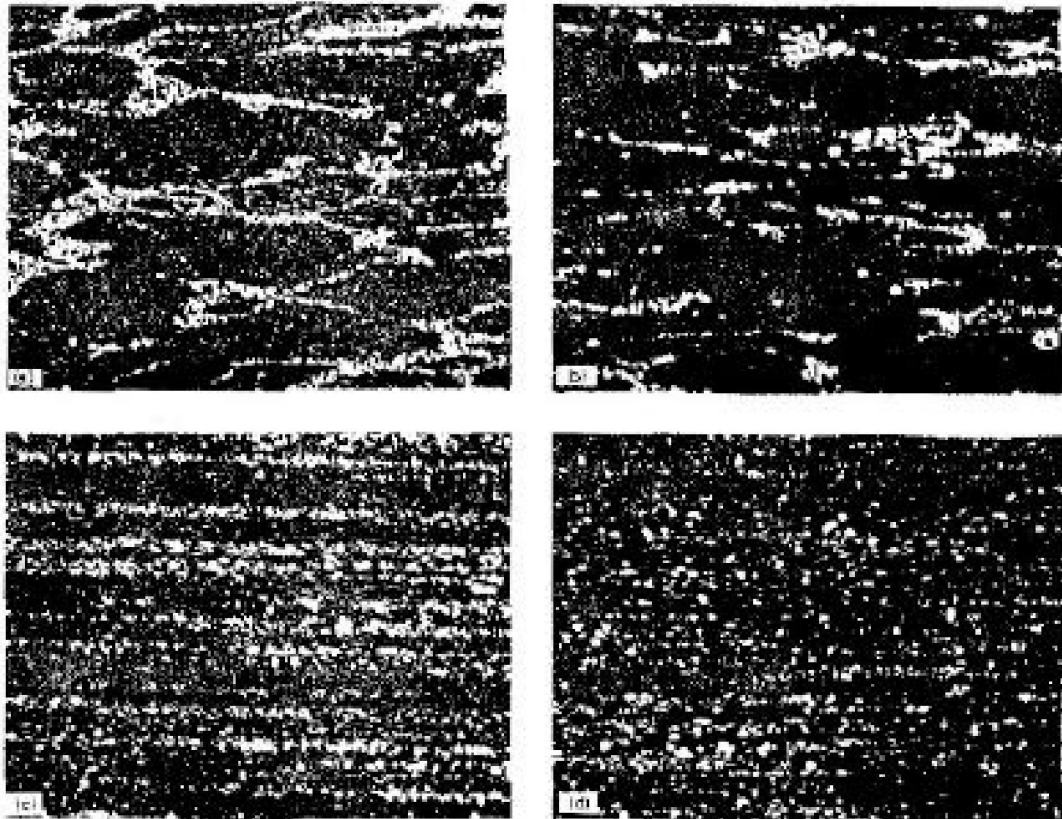


Figura 2.1 – Aspecto de distribuição de carbonetos primários. (Hoyle, 1988)

- a) Barra redonda de 4”.
- b) Barra redonda de 3”.
- c) Barra redonda de 2”.
- d) Barra redonda de 1”.

2.1.3 – Aço rápido SAE M2

O aço rápido SAE M2, atualmente é o mais empregado. Sua composição química nominal é apresentada na Tabela 2.1.

Tabela 2.1 - Composição Química do Aço Rápido SAE M2. (MAGNABOSCO, 1999)

Elemento	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V
% Peso	0,78 - 0,88	0,15 - 0,40	0,20 - 0,45	3,75 - 4,50	0,3	4,50 - 5,50	5,50 - 6,75	1,75 - 2,20

A estrutura do aço rápido SAE M2 no estado recozido é constituída de uma dispersão de carbonetos complexos numa matriz ferrítica. Na Figura 2.2, pode-se observar um aço SAE M2 no estado recozido a 850°C por duas horas e resfriado a razão de 30°C/hora até 640°C, para posterior resfriamento ao ar calmo, onde pode-se ver carbonetos dispersos em matriz ferrítica. A fração volumétrica, destes carbonetos representa de 25 a 30% do volume total do aço. Além dos carbonetos, compostos intermetálicos como Fe_3W_2 ou Fe_3Mo_2 podem estar presentes em aços com percentual de carbono insuficiente para interagir microestruturalmente com o número de átomos de tungstênio, molibdênio e vanádio presentes (Roberts e Cary, 1980).

Como o carbono e os elementos de liga estão presentes principalmente na forma de carbonetos, o aço rápido SAE M2 no estado recozido tem matriz com baixo teor de carbono em solução, exigindo uma temperatura de austenitização próxima de 1180°C para dissolver os carbonetos e condicionar a austenita para a têmpera (ROBERTS E CARY, 1980)

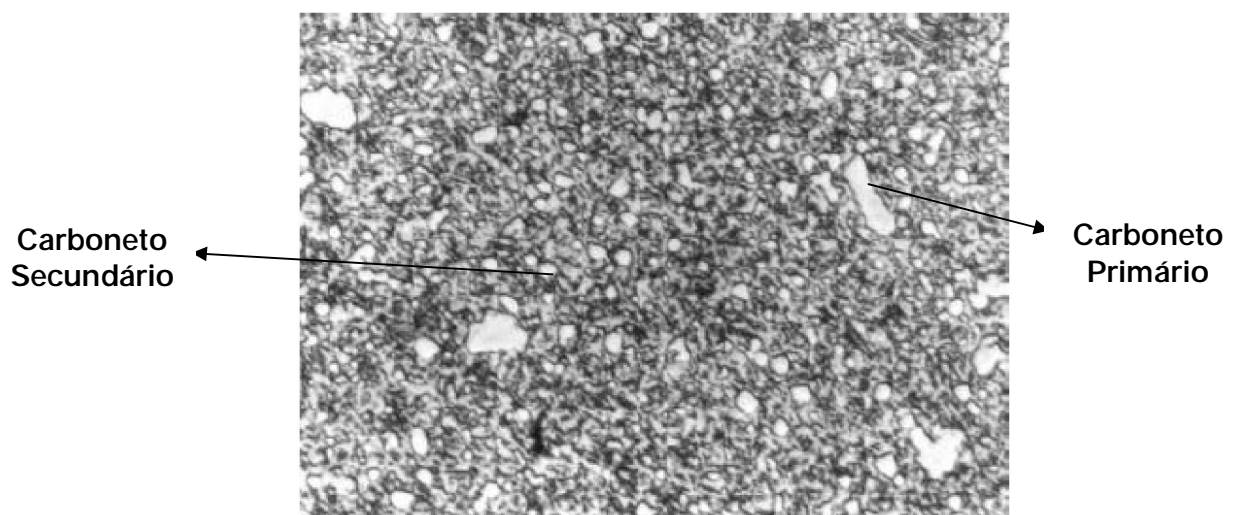


Figura 2.2 Carbonetos dispersos em matriz
ferrítica de um aço SAE M2 Ataque: Nital 2%. Aumento: 1000x. (MAGNABOSCO, 1996)

Após o tratamento térmico de têmpera e revenido a microestrutura do aço contem aproximadamente 80% de martensita, se o resfriamento for conduzido corretamente. O restante da microestrutura é composto por carbonetos primários e austenita retida, que será transformada nos tratamentos de revenido subsequentes (HOYLE, 1988).

A microestrutura do aço SAE M2 temperado e revenido, a qual será mais detalhada a frente, possui matriz de martensita revenida e carbonetos.

No aço rápido AISI M2 pode-se verificar a formação dos eutéticos: $\gamma + M_2C$; $\gamma + M_6C$; $\gamma + MC$, onde M são os metais presentes no aço cujo percentual será função da composição química de base e da taxa de solidificação (BOCCALINI et al., 1999).

A composição química e dureza média dos carbonetos acima mencionados são mostradas na tabela 2.2:

Tabela 2.2 – Características dos carbonetos eutéticos (BOCCALINI, 1996)

Carboneto	Dureza (HV)	%Fe	%W	%Mo	%Cr	%V	%C
M ₂ C	2000	3 a 7,5	25 a 50	21 a 36	5 a 7	8 a 15	~5,6
M ₆ C	1500	30 a 35	29 a 38	20 a 25	3 a 4,8	2 a 4,5	~ 2,5
MC	3000	1,7 a 3,5	10 a 24	8,5 a 16	3 a 7	50 a 60	~ 14

2.2 – Tratamento térmico

Para os aços rápidos serem mais facilmente usinados é necessário que estejam em estado recozido. Já em condições de uso, como ferramentas, esses aços devem estar endurecidos através do tratamento térmico de têmpera e revenido. Este processamento térmico de aços é o endurecimento por transformação martensítica que

envolve basicamente três etapas: uma rampa de aquecimento até atingir a temperatura de austenitização, resfriamento rápido (têmpera) através de banhos de resfriamento como óleo ou através de injeção de nitrogênio a pressões acima de 4 bar e revenido que significam etapas após a têmpera onde as peças são submetidas a temperaturas entre 400 e 600°C.

2.2.1-Têmpera

Na têmpera, de aços ligados incluindo o aço SAE M2 o aquecimento deve ocorrer em patamares, evitando assim variações bruscas de temperatura que provocam distorções dimensionais. As temperaturas desses patamares variam de 400 a 500°C (primeiro patamar) e 850 a 900°C (segundo patamar). As peças devem permanecer nessas temperaturas até o tempo de equalização entre superfície e núcleo. No caso de peças de grandes seções e de formas complexas, pode-se realizar ainda um outro pré-aquecimento em torno de 1050°C.

A austenitização varia nos aços rápidos entre as temperaturas de 1150°C a 1220°C. No caso do aço SAE M2, a faixa de temperatura mais usual está entre 1160°C a 1190 °C. Como no estado recozido o carbono presente na matriz e os elementos de liga estão em sua maioria na forma de carbonetos, a temperatura de austenitização para dissolvê-los e condicionar a austenita para a têmpera são mais altas que em outros aços. Entre 900°C e 1100°C os carbonetos $M_{23}C_6$ são dissolvidos e a partir de 1160°C o carboneto M_6C começa a se dissolver. O carboneto MC praticamente não se dissolve durante a austenitização.

Quando a austenita é resfriada abaixo de sua temperatura crítica, ela se torna instável e começa a se transformar. O resultado desta transformação ocorre por processos de cisalhamento que resultam em estruturas tetragonais de corpo centrado

ou estruturas cúbicas de corpo centrado altamente distorcidas, chamadas martensita (MOORE e COLLINS, 1993).

O efeito dos elementos de liga presente no aço durante a têmpera podem ser descritos conforme a seguir:

- a) Altera as temperaturas de início(M_i) e fim (M_f) da transformação martensítica;
- b) Aumenta a dureza da martensita;
- c) Altera a temperabilidade.

A maioria dos elementos de liga em solução na austenita abaixam a temperatura M_i , com a exceção do cobalto e do alumínio (ROBERTS e CARY, 1980).

Devido ao elevado teor de carbono e elementos de liga dos aços rápidos comerciais, a temperatura M_f da maioria desses aços é inferior à temperatura ambiente e, portanto após a têmpera espera-se a presença de austenita no aço (ROBERTS e CARY, 1980).

A quantidade de austenita retida presente em aços rápidos pode variar bastante. Entre 2 e 45%, porém esse valor é extremamente sensível a pequenas mudanças na taxa de resfriamento, temperatura de austenitização e até mesmo aos processos anteriores de fundição e forjamento. O processo de têmpera convencional dos aços rápidos, gera uma microestrutura com percentuais de no mínimo 15% de austenita retida (ROBERTS e CARY, 1980).

A utilização de uma microestrutura contendo martensita de alta dureza e austenita extremamente mole é prejudicial para o rendimento dos aços, devido a instabilidade da austenita que pode transformar em trabalho, portanto é importante a utilização de meios para transformação dessa austenita retida. Essa transformação pode ser realizada através de revenimentos ou de maneira mais eficiente através de resfriamento sub-zero.

2.2.2 Revenido

O revenido é definido como um processo de aquecimento de aços martensíticos a elevadas temperaturas a fim de torná-los mais dúcteis. Para evitar fissuras e trincas, costuma-se executar o revenido imediatamente após a têmpera, tão logo sua temperatura tenha atingido cerca de 60°C. Normalmente o revenido dos aços rápidos é realizado entre 550/600°C, devido a resistência ao revenido que pode ser observada na figura 2.3. O revenido envolve segregação de carbono para os defeitos da rede e a precipitação de carbonetos, decomposição da austenita retida, recuperação e recristalização da estrutura martensítica (Speich e Leslie, 1972).

Costuma-se dividir o revenimento em quatro estágios (Oliveira, 1994). O primeiro estágio além do realizar um alívio de tensões usual da martensita transformada pela perda da tetragonalidade da estrutura martensítica e do rearranjo de discordâncias, ocorre a precipitação de carbonetos metaestáveis de transição causando uma diminuição na dureza do material. O segundo e terceiro estágio envolvem a decomposição da austenita retida e a precipitação da cementita, respectivamente. Em aços ligados, no revenimento a temperaturas mais elevadas, há o fenômeno da dureza secundária, conforme figura 2.4, que costuma-se chamar de quarto estágio. Estes carbonetos secundários finamente dispersos, que além de fornecer resistência ao desgaste, aumentam a resistência mecânica do material. Ao mesmo tempo, isso provoca uma instabilidade na austenita retida, favorecendo a sua transformação em martensita durante o resfriamento subsequente. (Infomet, 2004).

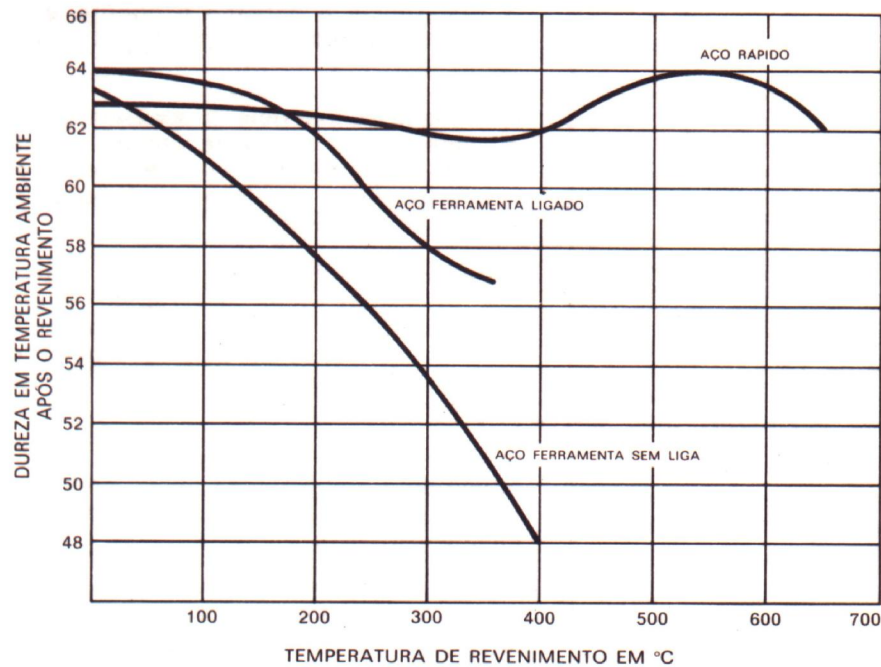


Figura 2.3 - Resistência ao revenimento de aço rápido e de aços

Ferramenta ligado e não ligado (Villares)

A dureza secundária nos aços rápidos é caracterizada por um pico de dureza decorrente da precipitação de finíssimos carbonetos do tipo MC ou M₂C nos contornos de macla e nas discordâncias no interior das placas de martensita (Silva, 2001). Este pico é determinado pela interação dos campos de tensão dos carbonetos com os campos de tensão das discordâncias durante a deformação plástica, através de um mecanismo de Orowan. O mecanismo proposto por Orowan, supõe que a discordância se tenha curvado, formando anéis em torno dos precipitados. Quando os anéis adjacentes se encontram, eles se cancelam. Esta ocorrência permite que a discordância continue a movimentar-se, mas deixa para trás um anel de discordâncias

em torno do precipitada, cujo campo de tensões irá aumentar a resistência à movimentação da próxima discordância.

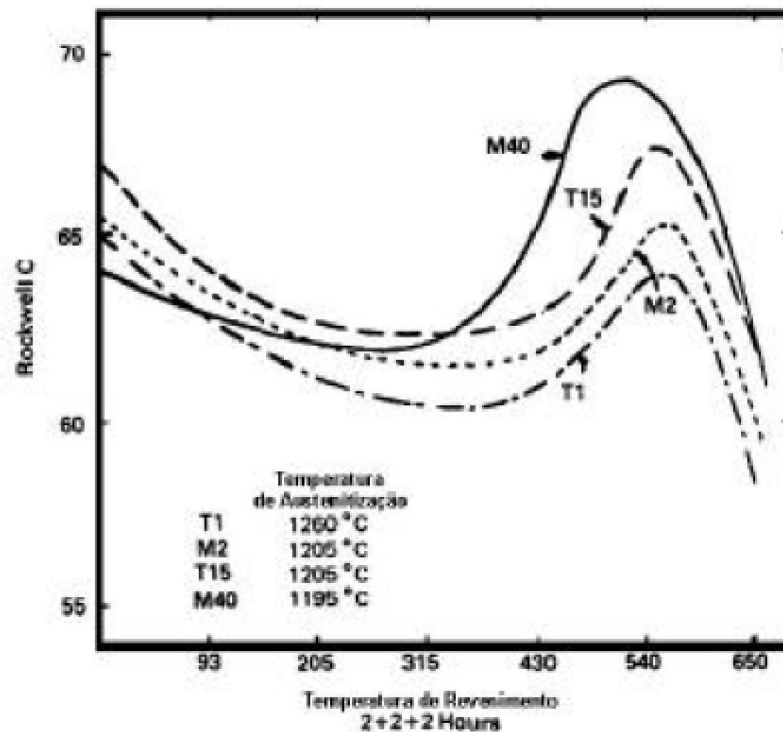


Figura 2.4 – Pico de dureza no endurecimento secundário
de alguns aços rápidos (Silva,W.S., 2001)

Após o pico de dureza tem-se uma queda desta, decorrente do coalescimento dos carbonetos, o que diminui a interação entre carbonetos e discordâncias pelo aumento da distância média entre eles.

Após o primeiro revenido, há um condicionamento da austenita retida, através de precipitação de carbonetos dos elementos de liga, criando condições para a transformação em martensita durante o resfriamento subsequente. Deste modo, um segundo e terceiro revenimento torna-se necessário para aliviar as tensões da martensita secundária (formada durante o primeiro revenimento) (HOYLE, 1988).

Uma alternativa eficiente para reduzir o tempo de processo do revenido que pode ser utilizada, é o tratamento sub-zero que será descrito mais à frente, realizado através do resfriamento abaixo do ponto M_F para que a total transformação martensítica ocorra (BOWES, 1974). A transformação continua se o aço for continuamente resfriado abaixo da temperatura ambiente e esse é o princípio básico por trás dos tratamentos criogênicos (MOORE e COLLINS, 1993).

2.2.4 – Martensita

A Martensita é uma solução sólida, intersticial, supersaturada de carbono em ferro alfa, que durante o revenimento, precipita-se na forma de carbonetos, cuja natureza depende da composição química da liga e da temperatura de revenimento.

É o constituinte estrutural da têmpera dos aços. Os átomos de ferro estão como na ferrita, nos vértices. Os átomos de carbono estão nas faces e nas arestas, apresenta por isso uma rede distorcida. Esta distorção da rede é a responsável pela dureza da martensita. A instabilidade da martensita está associada com a energia de deformação relacionada à sua estrutura repleta de discordâncias e maclas e também às interfaces que forma com a austenita (quando essa está presente). Apresenta uma rede tetragonal. Suas características mecânicas são resistência a tração entre 170 – 2500 N/mm², dureza HRC entre 50 – 60 (300-600HV), alongamento de 0,5 % e é magnética.

2.2.5- Carbonetos

Os carbonetos precipitam durante os diversos estágios dos processos de fabricação e tratamentos térmicos dos aços, podendo ocasionar modificações nas propriedades destes materiais. O conhecimento da estrutura, composição e morfologia

dos carbonetos, permite uma melhor compreensão da sua influência nas propriedades mecânicas(SILVA,CA).

Nos aços, carbonetos formados de somente um metal geralmente não ocorrem, pois existem muitos elementos em solução. Assim, costuma-se denominá-los por uma fórmula geral, por exemplo: M_6C , onde M é qualquer metal presente no carboneto. Frequentemente, os carbonetos são estáveis numa apreciável faixa de composição. (SILVA, CA)

Alguns critérios a respeito dos carbonetos devem ser descritos:

- O tipo de carboneto formado durante o revenimento depende basicamente da quantidade dos elementos de liga e temperatura de revenimento.
- Alguns carbonetos não se dissolvem durante a austenitização para têmpera e na microestrutura final são os mais grosseiros. Estes carbonetos são denominados de primários.
- A precipitação dos carbonetos na martensita (ou austenita retida) durante o revenido ocorre por nucleação e crescimento e portanto, o tamanho e a distribuição destes é uma função do tempo e temperatura do revenido.
- O endurecimento secundário que ocorre em alguns aços ferramenta de alta liga é causado principalmente pela precipitação de uma fina distribuição de carbonetos (do tipo M_2C e MC) coerentes com a matriz martensítica.

2.3 Tratamentos criogênicos

Os tratamentos a baixa temperatura, podem ser divididos em dois tipos, em função da temperatura abaixo de 0°C utilizada no processo, como mostrado a seguir:

1 - Tratamento subzero: Quando as peças podem atingir temperaturas de até -80°C , com a utilização de gelo seco por exemplo.

2 - Tratamento Criogênico: A temperatura chega à cerca de -196°C , que é a temperatura do nitrogênio líquido.

O processo criogênico não é um substituto de outros tratamentos térmicos de aço, mas uma extensão do ciclo térmico.(RUSINOL, 2004)

Marco Histórico

Proposto por Gulyaev na antiga URSS em 1937 o método de tratamento a baixas temperaturas foi um dos primeiros métodos usado para eliminar a austenita retida presente nos aços temperados. A célula de resfriamento usada por Gulyaev consistia de uma caixa revestida de cobre e isolada externamente com aço, sendo que o espaço entre estes dois materiais era preenchido com dióxido de carbono sólido (gelo seco) ou outras substâncias como etano, etileno e freon, obtendo temperaturas entre -80 e -100°C (GULYAEV, 1937).

Na década de 70, alguns processos foram realizados em ferramentas acabadas através da imersão direta em nitrogênio líquido a -196°C , com excelentes resultados quanto ao aumento da vida das ferramentas.

Os estudos iniciados na década de 70, que estenderam a tecnologia dos tratamentos criogênicos a temperaturas de até -196°C mostraram que as propriedades mecânicas de aços rápidos e aços para matrizes foram na sua totalidade melhoradas (YUN, XIAOPING e HONGSHEN, 1998).

Ainda na década de 70, começam a comprimir gases como oxigênio ou nitrogênio, e percebeu-se que os recipientes que continham os gases aumentavam as suas propriedades físicas, com relação à temperatura ambiente. Este fato também foi verificado pela NASA vendo melhorias nos materiais das aeronaves espaciais nos retornos de suas missões. (RUSINOL, 2004)

Um processo desenvolvido por BARON(1974) e denominado de Per-O-Bonding, obteve aumentos de até 600% na vida de algumas ferramentas. O processo Per-O-Bolding consistia em um resfriamento a -196°C por 20 horas, em média, seguido de um aquecimento lento ($2,5^{\circ}\text{C}/\text{min}$) até a temperatura ambiente e posterior aquecimento até $+196^{\circ}\text{C}$ para promover alívio das tensões produzidas no processo.

Um outro processo utilizando temperaturas criogênicas é citado por TAYLOR(1978), este processo foi desenvolvido pela BOC Ltda, conhecido como “Cryotough” que consistia em duas etapas: na primeira a peça era submetida a um pré-resfriamento com Nitrogênio gasoso por 3 horas e na segunda etapa o resfriamento era feito por meio líquido com a imersão da peça no nitrogênio líquido a -196°C por 10 horas. O processo “Cryotough” registrou aumento de até 600% na vida de matrizes e de 200% na vida de fresas.

Mesmo com as vantagens do uso de geladeiras especiais, o resfriamento direto em nitrogênio líquido é praticado em grande escala e com excelente controle.

O processo NBP (US Patent 5.259.200) desenvolvido pela empresa norte-americana NU-Bit Inc, utiliza o resfriamento direto em nitrogênio líquido a -196°C (submergindo lentamente a ferramenta para evitar choque térmico) por um tempo necessário para que toda a peça atinja o equilíbrio (o equilíbrio é atingido quando o nitrogênio líquido ao redor da peça pára de borbulhar) e após isso a peça é aquecida até temperatura ambiente para a posterior etapa de revenimento. O processo NBP desenvolvido por Kamody (KAMODY, 1999), elimina ciclos de revenimentos múltiplos. Segundo o autor, o processo produz uma microestrutura tenaz e estável com somente um revenimento, enquanto que processos convencionais requerem mais revenidos (em geral 3) para obtenção da mesma estrutura (YEN e KAMODY, 1997).

Um considerável aumento de dureza e tenacidade para o aço rápido AISI T1 foi relatado por BOWES (1974) com a utilização de um tratamento criogênico denominado

de “Ellenite”, neste processo a etapa criogênica utilizada é -100°C (utilizando refrigeradores à base de convecção forçada de nitrogênio gasoso) após a têmpera, com um intervalo muito curto de tempo (apenas até que o material chegue à temperatura) e posterior revenimento único.

Como pode-se ver acima diferentes processos criogênicos são citados, e todos eles reportam de um modo geral, aumentos na vida de ferramentas.

2.3.1 – Alterações Microestruturais Originadas Pelo Processo Criogênico

Atualmente são aceitas duas teorias para explicar os efeitos dos tratamentos criogênicos nas propriedades mecânicas (resistência ao desgaste e tenacidade) dos aços. Uma assume que a mudança que ocorre no aço durante o processo criogênico é a transformação da austenita retida em martensita, sendo este fenômeno responsável pelo incremento nas propriedades do aço.

A outra teoria assume que além da transformação da austenita retida em martensita, acontece uma mudança na morfologia da martensita condicionando-a para a precipitação de carbonetos ultrafinos conhecidos como carbonetos η no revenido, sendo estes carbonetos responsáveis pelo aumento das propriedades mecânicas do aço.

O fato é que o resfriamento a -80°C é suficiente para transformar praticamente toda a austenita retida em martensita (YUN, XIAOPING e HONGSHEN, 1998), portanto sendo esta a alteração microestrutural desejada pode ser realizada a temperatura mais alta que as obtidas com o nitrogênio líquido.

Estudos de dilatométrica em materiais submetidos a tratamentos criogênicos em nitrogênio líquido realizados por POPANDOPULO e ZHUKOVA (1980) verificaram

redução de volume das amostras na faixa de -90 a $+20^{\circ}\text{C}$, redução esta atribuída à decomposição da martensita e segregação de átomos de carbono em defeitos da rede cristalina.

Existem algumas divergências entre as conclusões dos mecanismos existentes nos processos criogênicos. Grande parte dessas divergências é devido à falta de informações detalhadas sobre os ciclos criogênicos utilizados. Porém pode-se citar alguns mecanismos possíveis durante o processo:

1- Transformação da austenita retida - O primeiro mecanismo dos tratamentos criogênicos em aços é a transformação da austenita retida, desde que a austenita não tenha se estabilizado antes do tratamento criogênico pela longa manutenção em temperatura ambiente após a têmpera (COLLINS, 1998).

O processo criogênico transforma uma grande quantidade de austenita retida em martensita em temperaturas da ordem de 0 a -80°C , sendo que entre -80 e -196°C somente um percentual muito pequeno de austenita se transforma.

Pode-se observar na figura 2.5 que o tempo de espera após a têmpera até o aço ser submetido ao processo sub-zero, é importante para a transformação da austenita retida. A dureza atingida nos corpos de prova submetidos a -80°C logo após a têmpera é superior a dureza dos corpos de prova que aguardaram três semanas para realizar o tratamento subzero. Esta diferença de dureza demonstra a estabilização da austenita retida, exigindo temperatura criogênicas para a sua transformação e ainda assim a transformação não será completa, como pode ser visto pelas baixas durezas alcançadas (COLLINS, 1998).

Os efeitos da transformação da austenita retida em martensita nas propriedades do aço são:

- Aumento na dureza
- Redução na tenacidade
- Pequeno aumento na resistência ao desgaste
- Estabilidade dimensional

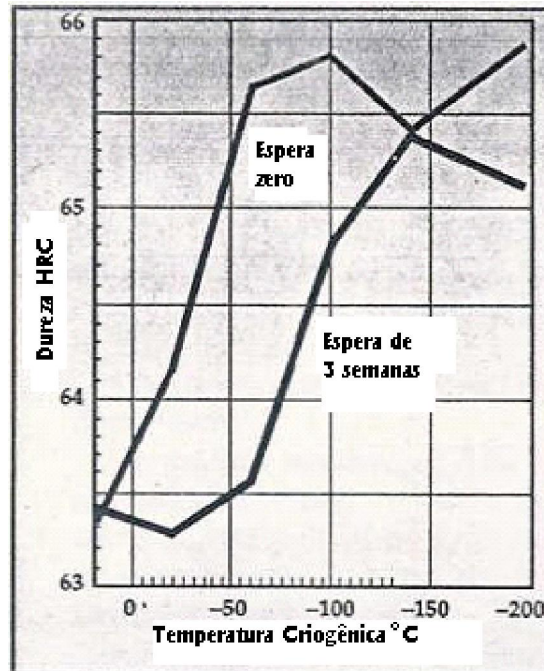


Figura 2.5 – Efeito do tempo em temperaturas criogênicas, na transformação da austenita retida avaliado pela dureza no aço AISI D2 austenitizado a 1075°C.(Colins, 1998)

2 – Condicionamento da martensita - O mecanismo de condicionamento a baixas temperaturas da martensita acontece devido ao resfriamento continuado da martensita abaixo da sua temperatura de formação (em nitrogênio líquido) e sua manutenção nessa temperatura por um tempo suficiente para formar uma grande quantidade de carbonetos muito finos durante o revenimento.

COLLINS E DORMER (1996) sugerem que, com o resfriamento contínuo a temperaturas criogênicas a energia e a instabilidade da martensita aumentam,

possivelmente afetando a rede de discordâncias presente, devido à contração nos espaços interatômicos, diminuindo assim os planos de escorregamento.

Com o decréscimo da temperatura a martensita se torna mais supersaturada e a instabilidade gerada pela supersaturação promove a segregação de carbono e elementos de liga.

A difusividade dos átomos de carbono aumenta a medida que a temperatura da peça aproxima-se da temperatura ambiente. Nesta temperatura os átomos de carbono se movimentam em curtas distâncias, segregando nas interfaces das maclas ou em outros defeitos gerados por tensões internas microscópicas durante o resfriamento. Carbonetos ultrafinos são gerados coerentes com a martensita e precipitados após o revenido (YUN, XIAOPING e HONGSHEN, 1998).

Estudo realizado por Bourke e comentado por HUANG et al. (2003) mostra que os parâmetros a e c da martensita comportam-se de maneira diferente durante as etapas de resfriamento criogênico e retorno a temperatura ambiente. O parâmetro a muda linearmente com as mudanças de temperatura, seguindo praticamente a mesma curva durante resfriamento criogênico e também durante o retorno a temperatura ambiente, o que indica um efeito termo-elástico puro. Porém o parâmetro c primeiro decresce com o resfriamento criogênico, mas não segue a mesma curva durante o retorno a temperatura ambiente, aumentando muito pouco seu valor.

Esses resultados sugerem que a segregação de átomos de carbono ocorreu durante o tratamento criogênico. Como os átomos de carbono ocupam preferencialmente os interstícios do reticulado martensítico, a segregação proveniente desses interstícios afeta exatamente o parâmetro c do mesmo (HUANG et. al, 2003).

O mecanismo descrito acima que origina a precipitação de carbonetos no processo criogênico, trata-se de um fenômeno que ocorre na martensita “primária”, ou

seja formada na têmpera. Portanto quanto menor quantidade de austenita retida ou seja mais completa a transformação martensítica durante a têmpera, mais efetivo será o mecanismo (YUN, XAIOPING e HONGSHEN, 1998).

A baixa energia de ativação para formação de núcleos de carbonetos ultra-finos na martensita, quando condicionada pela segregação de carbono para sítios mencionados, pode explicar as variações de resultados. Caso um componente apresente inicialmente alta quantidade de austenita retida, então a transformação no primeiro estágio do processo criogênico, vai aumentar muito a dureza, mas não necessariamente à resistência ao desgaste e a tenacidade, devido a menor quantidade de martensita “primária” que possibilita a precipitação de carbonetos. Caso um componente apresente inicialmente baixa quantidade de austenita retida, então na segunda etapa do processo criogênico a resistência ao desgaste e a tenacidade vão aumentar sem que haja substancial variação de dureza, devido ao condicionamento da martensita pela segregação de carbono e precipitação de carbonetos. (COLLINS, 1998).

3 – Revenido – Logo após ao processo criogênico, a decomposição da martensita e a precipitação de carbonetos ultrafinos acontece de maneira similar ao revenido convencional, a não ser pelo fato de que a transformação microestrutural acontece em uma faixa de temperaturas menores, fazendo com que os precipitados sejam menores e mais difusos (YUN, XAIOPING e HONGSHEN, 1998). Assim KAMODY (1997) estudou e cita como rota ideal a realização de revenimento somente após a etapa criogênica.

HUANG et al. (2003) estudou as modificações microestruturais do aço rápido AISI M2 antes e após o tratamento criogênico. Os corpos de prova foram austenitizados a 1100°C por 1 hora em forno a vácuo e a têmpera foi realizada com resfriamento em nitrogênio sob pressão até a temperatura ambiente.

O ciclo de criogenia foi realizado em nitrogênio líquido por 1 semana e todas as amostras (com e sem criogenia) foram revenidas a 200°C para comparação.

A figura 2.6 mostra a microestrutura obtida por microscopia eletrônica de transmissão da amostra tratada com criogenia e sem o tratamento criogênico. Na primeira imagem pode-se observar a precipitação de carbonetos esféricos $\text{Fe}_4\text{M}_2\text{C}$ (determinado por difração de raio X) com estrutura cúbica de face centrada e parâmetro do reticulado $a=11,5 \text{ \AA}$ (determinados por difração de elétrons).

Segundo Huang, o tamanho dos carbonetos variou entre 0,3 e 2 μm e a distribuição de tamanho entre as amostras tratadas com criogenia e sem criogenia foram bastante similares.

Por outro lado, a fração volumétrica e distribuição de carbonetos entre as duas amostras foram bem diferentes.

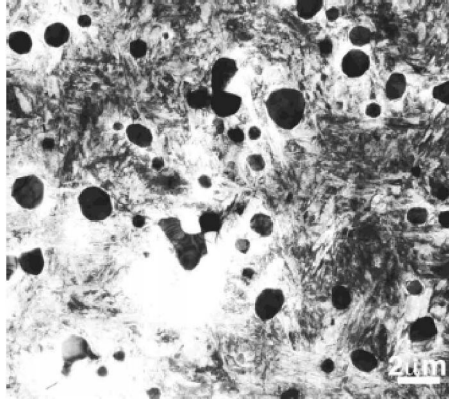
A segunda e terceira microestrutura (a,b) da figura 2.6 mostra duas regiões diferentes de uma mesma amostra que não foi tratada pelo processo criogênico.

Comparando-se essas duas micrografias com a micrografia tratada com o processo criogênico, verifica-se que para a amostra tratada por criogenia, carbonetos de diferentes tamanhos encontram-se homogeneamente distribuídos. Já a distribuição de carbonetos na amostra não tratada pelo processo criogênico não é homogênea e os carbonetos se localizam em determinadas regiões e seu tamanho varia de região para região (HUANG et al., 2003)

Os carbonetos observados na região da figura (a) são menores que 1 μm e os carbonetos verificados na região da figura (b) são maiores que 1 μm .

Através de análise de imagens, HUANG et al. (2003), verificaram que a fração volumétrica de carbonetos nas amostras tratadas criogenicamente é maior que nas

amostras sem tratamento criogenico. A variação de tamanho dos carbonetos tratado criogenicamente é 6% menor que nas amostras sem tratamento criogênico.



Micrografia (MET) de amostragem aço AISI M2 tratada por processo cryogênico (**Huang et al., 2003**)

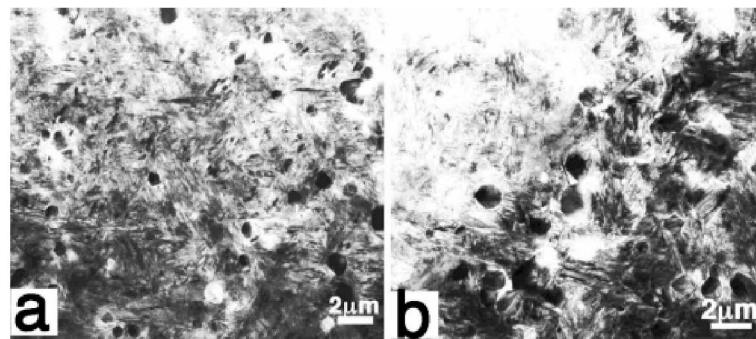


Figura 2.6 – Micrografias (MET) de mesma amostra em aço AISI M2 tratadas e não tratadas (a,b), por processo criogênico. Os carbonetos em (a) são menores que os carbonetos em (b) **Huang et al. (2003)**.

2.3.2 Tratamentos Criogênicos & Propriedades mecânicas

Tratamentos criogênicos podem ser realizados através de diversos meios de transferência de calor, temperaturas variadas e em etapas diferentes do tratamento térmico padrão executado hoje. A mudança desta ordem ou meio de resfriamento em

que é executado o processo criogenico pode gerar diferentes resultados como pode-se ver abaixo.

A temperatura criogênica utilizada em aços AISI D2 foi estudada por Collins e Dormer (1997), e relacionada com as propriedades mecânicas e dureza do aço. Na figura 2.7 pode-se observar o efeito da temperatura do processo criogênico e da temperatura de austenitização na dureza e tenacidade do aço.

Pode-se estabelecer uma relação entre o aumento de dureza e a primeira fase do tratamento criogênico (até -80°C) quando ocorre a transformação da austenita retida em martensita. No gráfico “a” da figura 2.7, a curva de dureza do corpo de prova austenitizado 970°C (temperatura de austenitização que gera menos austenita retida devido a menor solubilização do carbono) este endurecimento não é percebido, pois a estrutura do aço resultante da tempera possui um percentual de austenita retida pequeno, não tornando perceptível no ensaio de dureza a transformação desta austenita em martensita. Já nos processos em que a temperatura de austenitização utilizada foi mais alta (1010°C , 1040°C , 1160°C), onde a ocorrência de austenita retida na microestrutura do aço temperado é maior, pode-se observar um aumento de dureza após a etapa criogênica originada da transformação desta austenita em martensita.

Entre -80 e -110°C praticamente toda a austenita retida é eliminada na maioria dos aços, desde que ela não se estabilize por excessivo tempo de espera à temperatura ambiente.

Com relação aos resultados dos ensaios de impacto pode-se no gráfico “b” da figura 2.7, a coerência com a análise feita acima. Pois quanto maior o volume de austenita retida (fase dúctil e tenaz) maior deverá ser a resistência ao impacto.

Os efeitos do processo criogênico na tenacidade podem ser verificados no trabalho de COLLINS e DORMER,(1997) quando os corpos de prova foram submetidos a temperaturas inferiores a -80°C , a tenacidade tende a aumentar devido às alterações

principalmente da martensita primária, pela precipitação de carbonetos. No gráfico “b” da figura 2.7, pode ser observado que o efeito é mais pronunciado nas amostras tratadas em menor temperatura de austenitização, portanto apresentando maior quantidade de martensita primária a ser condicionada.

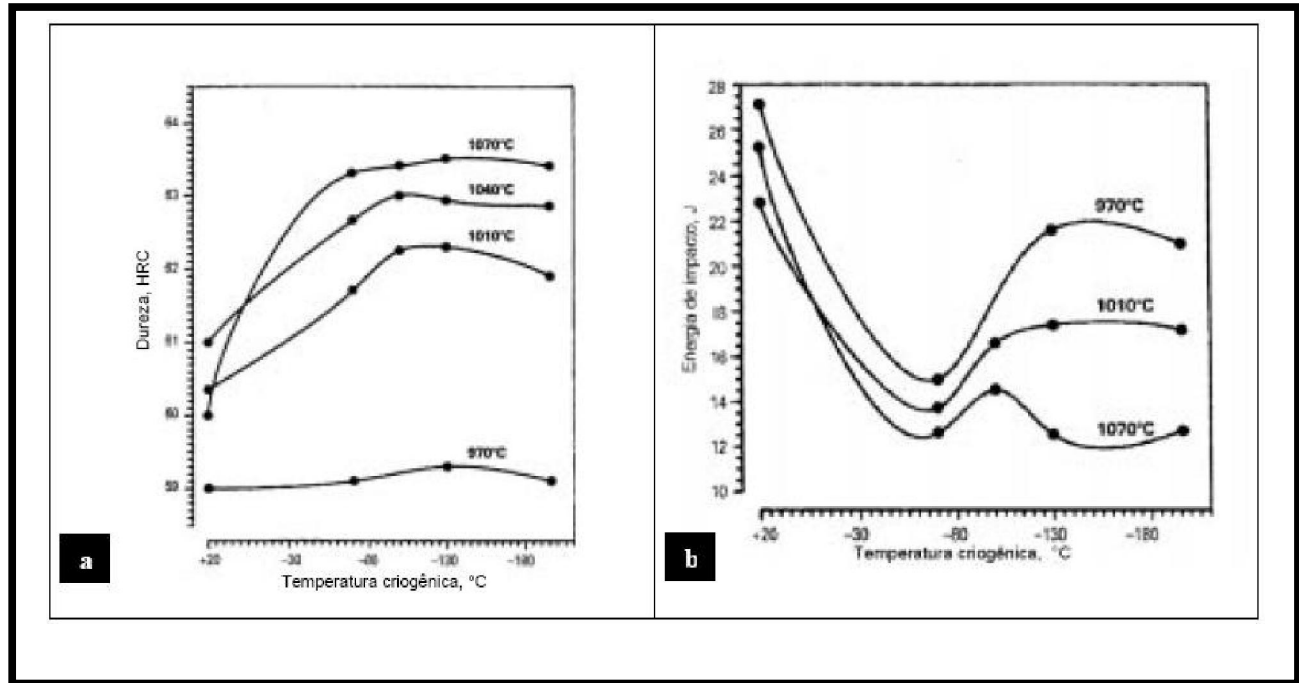


Figura 2.7 – (a) Efeito da temperatura de austenitização e criogênica na dureza e (b) Efeito da temperatura de austenitização e criogênica na tenacidade. As amostras foram revenidas a 200°C (Collins e Dormer, 1997).

Na figura 2.8 (a) pode-se observar que a medida que a temperatura de austenitização utilizada é maior o número de carbonetos precipitados durante o processo criogênico é menor.

A figura 2.8 (b) mostra a influência do tempo de exposição à temperatura criogênica na quantidade de carbonetos precipitados após o revenimento. Nesse trabalho, Collins e Dormer consideraram os carbonetos com menos de 5 μm como precipitados durante o tratamento criogênico. Quanto maior o tempo em temperatura criogênica, maior é a quantidade de carbonetos precipitados.

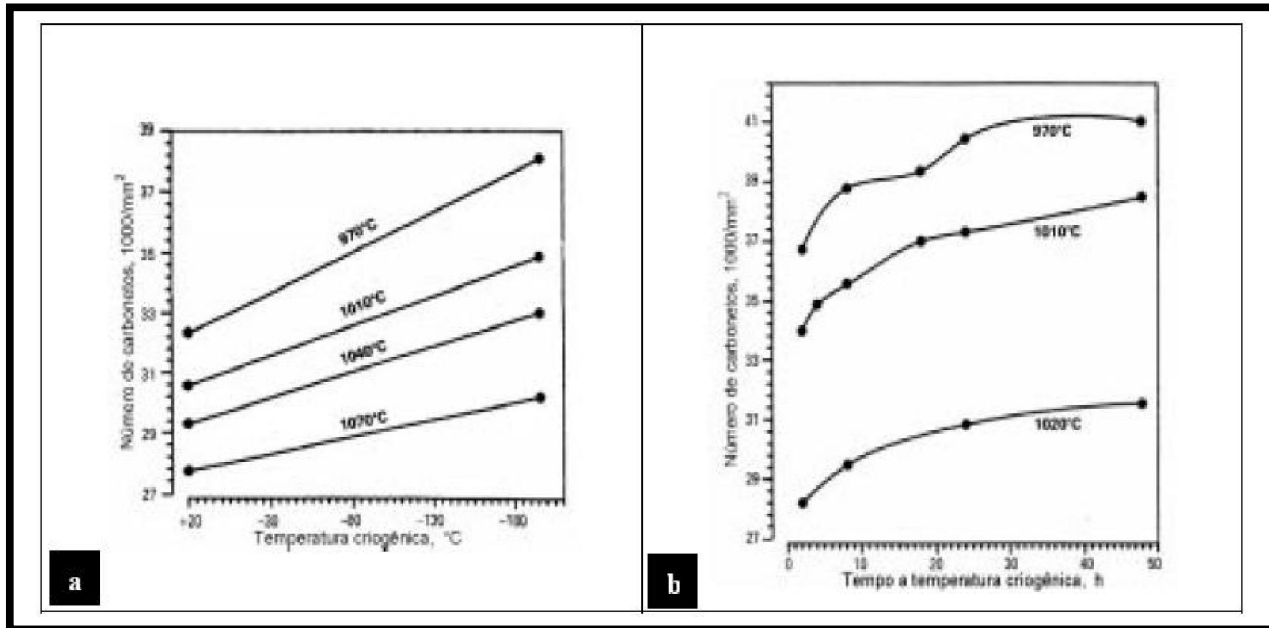


Figura 2.8 – (a) Efeito da temperatura criogênica na densidade de carbonetos e (b) Efeito do tempo à temperatura criogênica na densidade de carbonetos. As amostras foram revenidas a 200°C. (Collins e Dormer, 1997).

Fica evidente que com menores temperaturas de austenitização, existe uma maior precipitação de carbonetos após o revenimento em amostras tratadas criogenicamente devido à existência de maior quantidade de martensita oriunda do processo de têmpera (COLLINS e DORMER, 1997).

Nos estudos feitos por COLLINS(1998) pode-se conferir que as principais propriedades afetadas pelo tratamento criogênico são, dureza, tenacidade e resistência ao desgaste, além de agregar estabilidade dimensional (1998).

O mecanismo de precipitação de carbonetos ultrafinos é considerado o de maior influência para o ganho de resistência ao desgaste.

Basicamente, os dois mecanismos responsáveis pelo aumento de resistência em ferramentas tratadas criogenicamente (transformação da austenita retida e precipitação de carbonetos) proporcionam as seguintes alterações no aço (COLLINS, 1998):

- Dureza: em muitos casos, aumentos da ordem de 1 a 3 pontos HRC foram evidenciados, embora alguns autores reportem aumentos em dureza. (COLLINS, 1998)
- Tenacidade: aumentos de tenacidade (usualmente em ensaios Charpy sem entalhe) foram evidenciados em diversas experiências. (COLLINS, 1998)
- Resistência ao desgaste: um dos principais ganhos do tratamento criogênico (com ou sem aumento de dureza). Outros ganhos observados foram em relação ao acabamento superficial após retífica e uniformidade do desgaste. (COLLINS, 1998)
- Estabilidade dimensional: na verdade esta era a proposta inicial dos processos a baixa temperatura. Através dos tratamentos criogênicos elimina-se a possibilidade de transformação espontânea em serviço da austenita retida originada do processo de têmpera. (COLLINS, 1998)

3. METODOLOGIA E PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

Este trabalho foi realizado através de uma parceria entre a empresa Bodycote Brasimet Processamentos Térmicos e a Universidade Federal de Santa Catarina – UFSC, com o objetivo de avaliar o efeito de tratamentos criogênicos na microestrutura e propriedades mecânicas do aço rápido SAE M2, tratados termicamente em condições industriais.

Para isso utilizou-se três temperaturas criogênicas: -30°C , -80°C , e -196°C . Para a temperatura de -30°C foi utilizado uma câmara de resfriamento. Para a temperatura de -80°C o meio de resfriamento foi o álcool em “banho Maria” com nitrogênio líquido e a -196°C o corpo de prova foi submergido diretamente em um recipiente com nitrogênio líquido. Os tratamentos criogênicos foram realizados em corpos de prova logo após serem temperados.

Os ensaios realizados para avaliação das propriedades mecânicas do aço foram flexão por quatro pontos para avaliar a tenacidade, disco de borracha/areia abrasiva para avaliar a resistência ao desgaste e ensaios de Dureza HRC e microdureza HV. Para avaliar as características microestruturais foram utilizados os ensaios a microscopia óptica e microscopia eletrônica de varredura, EDS e difração de raio X para avaliar o percentual de austenita retida. A composição química do aço estudado é mostrada na tabela 3.1

Tabela 3.1 – Composição química do aço M2 estudado.

Composição Química Aço SAE M2								
Elementos Químicos	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	W	V
Valores (%)	0,80	0,25	0,30	4,00	0,30	5,00	6,25	2,10

3.1 – Tratamento Térmico

No tratamento térmico dos corpos de prova o aquecimento até a temperatura de austenitização foi realizado segundo um programa com três patamares intermediários até chegar a temperatura de austenitização de 1190°C. O pré-aquecimento foi realizado com um primeiro patamar a 600°C por 40 minutos, o segundo patamar foi realizado a 800°C por 20 minutos, o terceiro foi realizado a 1050°C por 15 minutos e o patamar de austenitização a 1190°C foi de 15 minutos. Estas etapas do processo podem ser observadas na linha azul da fig. 3.1, já a linha roxa do gráfico representa a temperatura do núcleo do corpo do prova, conforme legenda.

A rampa de aquecimento utilizada para este processo foi de 400°C/hora. O resfriamento de têmpera, foi realizado por injeção de nitrogênio gasoso com pressão de 5,5 bars. A linha laranja da figura 3.1 indica a pressão utilizada.

Todo tratamento foi acompanhado por um par de termopares tipo K fixados à superfície e núcleo de um corpo de prova cilíndrico em aço carbono com diâmetro de 30 mm e altura 60 mm, que alimentam o CLP (Comando Lógico Programável) do forno continuamente com informações de temperatura. Estas informações recebidas pelo CLP geram o controle da rampa de aquecimento e do tempo de patamar de austenitização, conforme figura 3.1.

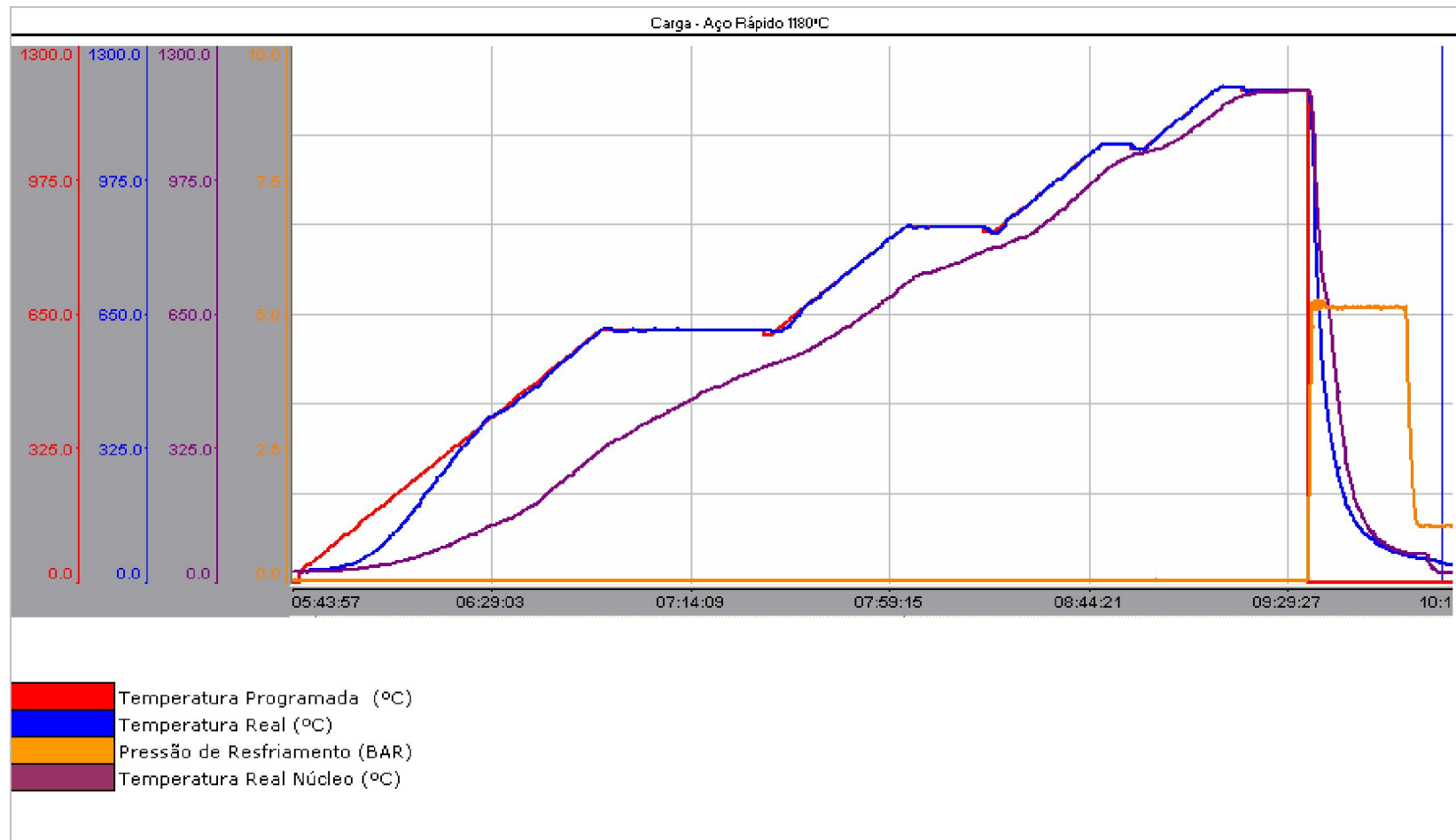


Fig 3.1- Condições de têmpera utilizada obtida pelo CLP do forno a vácuo.

O processo de têmpera foi realizado em forno a vácuo VT 100 do tipo IPSEN Turbotreater (figura 3.2) de dimensões 600x600x900 mm, com aquecimento por resistências de grafite, nível de vácuo de $1,0 \times 10^{-2}$ mbar e resfriamento por nitrogênio injetado sob pressão dentro da câmara do forno como pode-se ver na figura 3.3 mostra o esquema de funcionamento. O controle de temperatura é realizado através de pirômetros com variação máxima de $\pm 10^{\circ}\text{C}$.

Todos os corpos de prova utilizados foram temperados em uma única carga, pois a têmpera do aço não foi uma variável estudada.

A disposição das peças no forno foi realizada visando evitar tensões adicionais ao processo de têmpera por montagem de carga inadequada. O posicionamento central dos corpos de prova na câmara do forno gera um contato do nitrogênio com as peças, injetado para resfriar as peças, de maneira mais homogênea pela incidência do nitrogênio nas peças ser igual em todos os lados destas. Este procedimento evita tensões adicionais ao processo. Os corpos de prova foram dispostos em uma caixa de aço inoxidável sem tampa. Como no processo de têmpera em forno a vácuo as peças ficam estáticas durante todo o processo, o empenamento dos corpos de prova para os ensaios de tenacidade e desgaste foi insignificante.

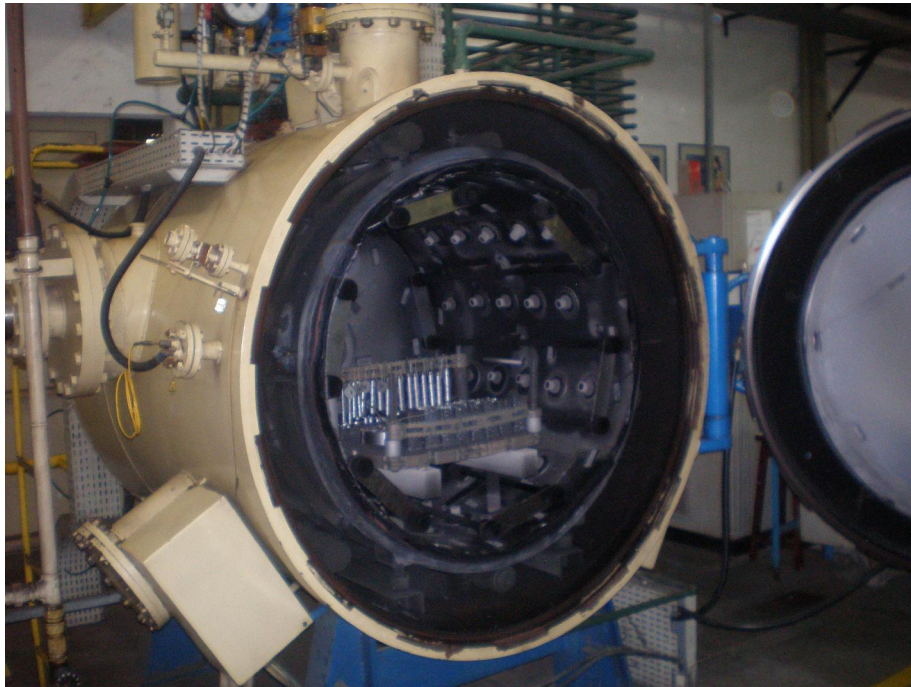


Fig 3.2- Forno a Vácuo na Bodycote Brasimet Joinville utilizado
para temperar os CPs analisados.

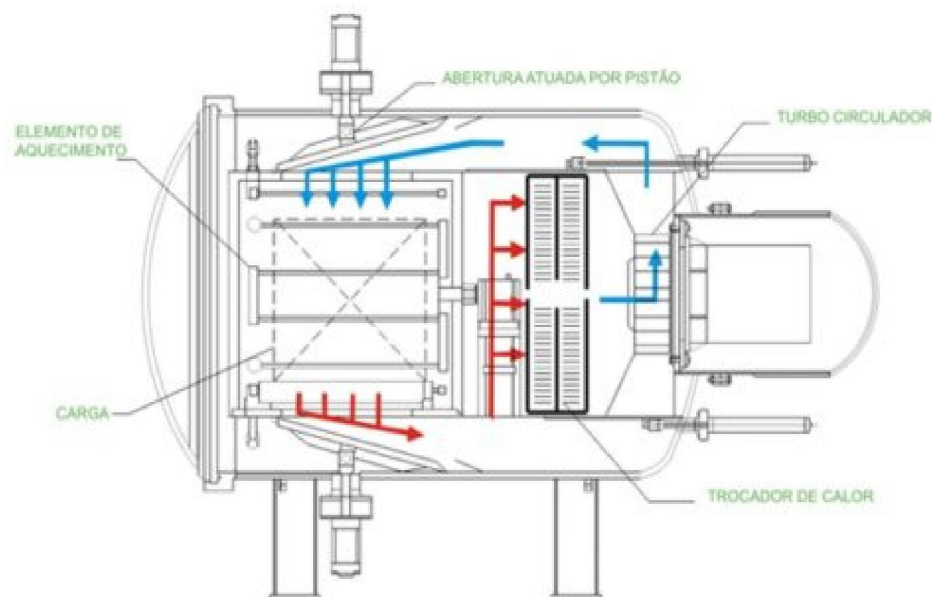


Fig. 3.3 – Ilustração esquemática do funcionamento do forno a Vácuo

A tabela 3.2 mostra o código utilizado para identificar as amostras e seus respectivos tratamentos térmicos.

Com o objetivo de facilitar a identificação dos corpos de prova durante o tratamento térmico, o código utilizado é composto por dois algarismos. O primeiro algarismo do código representa a temperatura criogênica utilizada (A= -196°C, B= -80°C e C= -30°C), o segundo significa o número de revenidos realizados.

Os corpos de prova que foram submetidos ao tratamento térmico convencional, assim que retirado do forno de têmpera, na temperatura ambiente, foram diretamente encaminhadas ao forno de revenimento.

Tabela 3.2 – Processos de Tratamento Térmico.

Código	Austenitização	Temp. Sub-Zero	Revenimentos
Convencional	1190°C	Não	3
A0	1190°C	(-196°C)	Não
A1	1190°C	(-196°C)	1
A2	1190°C	(-196°C)	2
A3	1190°C	(-196°C)	3
B0	1190°C	(-80°C)	Não
B1	1190°C	(-80°C)	1
B2	1190°C	(-80°C)	2
B3	1190°C	(-80°C)	3
C0	1190°C	(-30°C)	Não
C1	1190°C	(-30°C)	1
C2	1190°C	(-30°C)	2
C3	1190°C	(-30°C)	3

Foram definidas três temperaturas de revenido. Sendo que para todos os processos estas temperaturas e os tempos foram os mesmos. Os corpos de prova que receberam três revenidos passaram pelas seguintes etapas de revenido:

- 1 - revenido de 540°C por duas horas;
- 2 - revenido de 590°C por duas horas;
- 3 – revenido de 600°C por duas horas.

Os corpos de prova que receberam dois revenidos passaram pelas etapas:

- 1 – revenido de 590°C por duas horas;
- 2 – revenido de 600°C por duas horas.

Já os corpos de prova que receberam um único revenido passaram apenas pela etapa do revenido de 600°C por duas horas.

O equipamento utilizado (figura 3.4), possui controle de temperatura através de pirômetros com variação máxima de +/- 5°.



Fig 3.4 – Forno de Revenimento Bodycote Brasimet.

Procurou-se com estas três temperaturas ficar o mais próximo do que já é realizado no processo convencional de têmpera do aço SAE M2. Estes parâmetro de processo são utilizados industrialmente devido a dureza de aços para trabalho a frio comumente estarem entre 60 e 62 HRC.

Os corpos de prova que passaram pelos processos com temperatura abaixo de 0°C foram separados em grupos A, B, C conforme a tabela 3.3, para serem submetidos aos ensaios.

Tabela 3.3 – Ensaios e Corpos de Prova utilizados

Processos/ Ensaios	Metalografia/ Microscopia		Dureza		Difração R. X.	Flexão	Desgaste
	Ótica	Eletrônica (MEV)	HRC	HV 0,5			ASTM G65-00
Convencional	1 CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
A0	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
A1	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
A2	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
A3	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
B0	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
B1	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
B2	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
B3	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
C0	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
C1	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
C2	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP
C3	1CP	1CP	2CP	2CP	1CP	2CP	4CP

Os corpos de prova do grupo A após a têmpera, foram inseridos em nitrogênio líquido por aproximadamente 15 minutos até a equalização da temperatura em torno -196°C , em um tanque de aço inoxidável, conforme figura 3.5, específico para este processo.



Figura 3.5- Tanque utilizado para processo criogênico.

Os corpos de prova que foram submetidos ao processo sub-zero com temperatura de -80°C foram inseridos em um recipiente de vidro menor cheio de álcool etílico. Este recipiente de vidro foi colocado dentro do nitrogênio líquido, simulando um “banho maria”.

A temperatura foi controlada por termopar tipo T até atingir a temperatura de

-80°C quando então foi deixado por aproximadamente 15 minutos e retirado do nitrogênio.

No resfriamento os corpos de prova submetidos a -30°C, usou-se uma câmara de resfriamento mostrada na figura 3.6.

Foi realizado um teste para verificar quanto tempo o corpo de prova necessitava ficar exposto a temperatura de -30°C, para que fosse equalizada a temperatura entre a geladeira e o corpo de prova. Um corpo de prova furado com um termopar inserido no furo foi colocado na geladeira e ficou 5 minutos a -30° até que o termopar indicasse a temperatura. Portanto os corpos de prova ficaram 5 minutos para equalizar a temperatura e mais 15 minutos na temperatura de -30°C.



Figura 3.6 – Câmara de resfriamento (Bodycote Brasimet Jlle).

3.2 – Dureza

Foram medidas as durezas de todos os corpos de prova após o tratamento térmico. As medidas de dureza seguiram os padrões da norma ISO 6508-1 (1999), utilizando um durômetro de bancada Mitutoyo HRC – 963-102 Hardness Tester (figura 3.7). Foram realizadas três medições em cada corpo de prova com carga de 150 kgf.



Figura-3.7 - Durômetro de bancada Mitutoyo

3.3- Microdureza

A microdureza foi realizada apenas nos corpos de prova destinados a análise metalográfica, por microscopia óptica. Foram realizadas duas medidas de microdureza por corpo de prova. Foi utilizado para a medição na escala Vickers (HV1) em um microdurômetro Pantec de bancada – HXD 1000TM (figura 3.8) com carga de 1kgf.



Figura 3.8 – Microdurômetro de bancada.

3.4 – Microscopia Óptica

As amostras obtidas para a análise por microscopia óptica foram preparadas inicialmente com lixa de grana 200, depois com lixa de grana 600. Após o lixamento ainda foram polidas com massa de polimento grana 4 microns. O ataque químico foi realizado utilizando-se nital 4% (96% álcool etílico e 4% ácido nítrico) com objetivo de delinear os carbonetos.

As análises foram realizadas por meio de microscopia óptica, usando um microscópio de bancada Union Optical: Versamet – 2 (figura 3.8).



Figura 3.9- Microscópio de bancada
Union Optical: Versamet – 2.

Os corpos de prova utilizados para a metalografia foram também utilizados para a realização da difração de raio-x. As suas dimensões foram de 30 x 10 x 30 mm, conforme figura 3.10. Foram polidos procurando trabalhar com o menor esforço mecânico possível para que não houvesse transformação de fase neste processo.

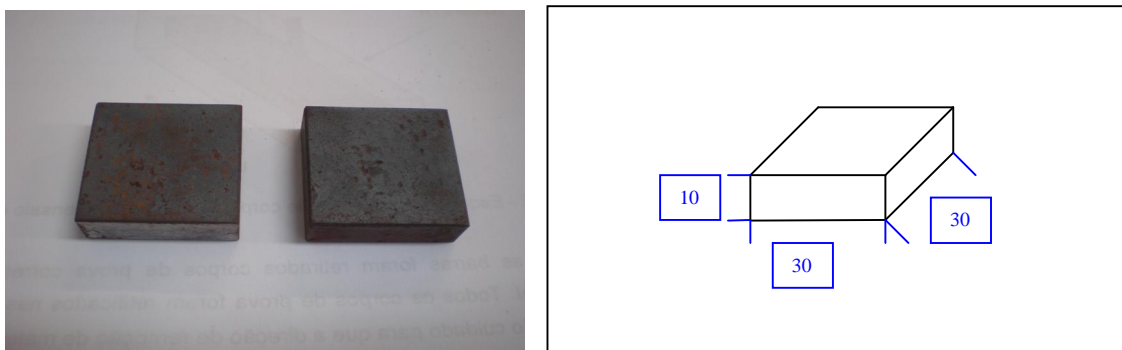


Fig. 3.10 Corpos de prova para análise metalográfica e difração de raio-X

3.6 – Ensaio de desgaste disco de borracha- areia abrasiva

Este ensaio de desgaste baseia-se na norma ASTM G 65 (1991). Esta norma fornece um método padronizado, em nível laboratorial, para a avaliação da resistência de materiais metálicos à abrasão.

Este ensaio baseia-se no atrito entre um disco metálico revestido em sua superfície com uma borracha, de rotação específica, gerado por um fluxo de areia abrasiva, de composição e granulometria controladas. A Figura 3.11 (ASTM G65, 1991) mostra uma representação esquemática dos componentes deste ensaio.

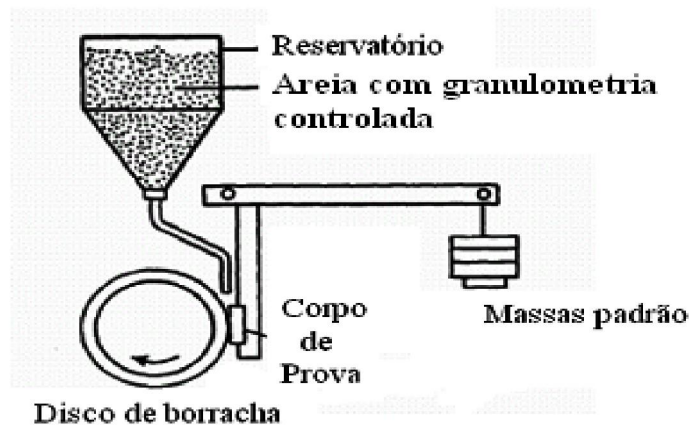


Figura 3.11 – Representação esquemática do princípio de funcionamento do ensaio de desgaste disco de borracha-areia abrasiva (ASTM G 65, 1991).

Para realizar este ensaio foi utilizado um equipamento instalado no Laboratório de Conformação Mecânica da Universidade Federal de Santa Catarina (UFSC)/(figura 3.12).

Os parâmetros utilizados para a realização dos ensaios foram:

- Tipo de abrasivo: Areia com granulação 50 (0,3 mm);
- Fluxo de areia: 350 g/minuto;
- Rotação do disco: 200 r.p.m.



Figura 3.12 – Equipamento utilizado para a realização do ensaio dedesgaste disco de borracha-areia abrasiva.

A evolução do desgaste foi determinada através da diferença das massas dos corpos de prova antes e após a execução de cada etapa do ensaio. As medições de massa foram realizadas através de uma balança analítica DELTA RANGE, modelo AG204, com resolução de 0,0001 g.

Inicialmente os corpos de prova foram lixados com lixa de grana 600, para retirar a oxidação, e guardados no vácuo. Antes e depois do ensaio, as peças foram submetidas a uma limpeza por ultra-som, e depois pesadas.

Os corpos de prova foram fixados no equipamento para a realização do ensaio de desgaste e submetidos a um ciclo de 10 minutos de ensaio e retirados do equipamento, novamente limpos, com ultra-som, para a retirada dos fragmentos de desgaste, e pesados na balança analítica para medição da perda de massa.

Para o ensaio de desgaste os corpos de prova utilizados possuem a dimensão de 25 x 5 x 65mm, conforme figura 3.13.

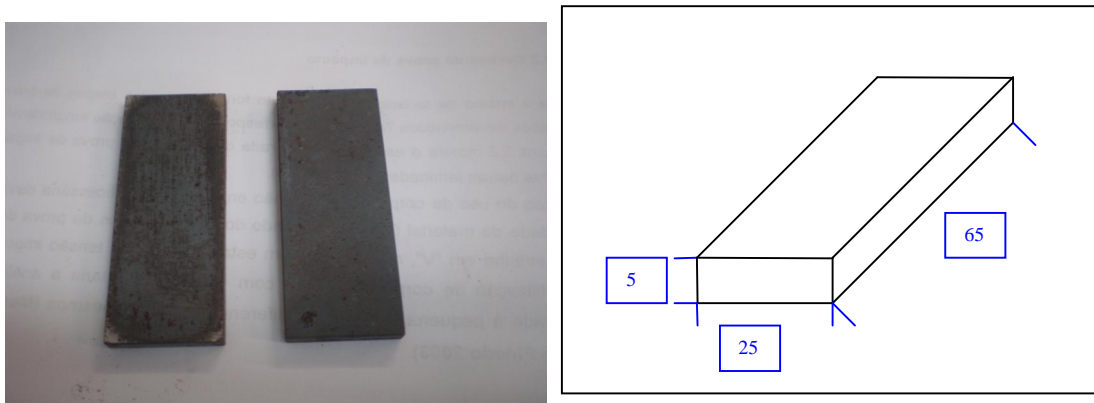


Fig. 3.13– Corpos de prova utilizados no ensaio de desgaste borracha e areia abrasiva.

Para cada processo foram ensaiados dois corpos de prova, porém o ensaio foi realizado em dois lados do corpo de prova estabelecendo quatro parâmetros de medição.

3.6 Ensaio de flexão

A figura 3.14 mostra o dispositivo com um corpo de prova utilizado para realização do ensaio de flexão por quatro pontos. Nota-se que o corpo de prova é

tocado por quatro pontos equidistantes do dispositivo, que está acoplado a uma máquina universal de ensaios. A carga é aplicada na parte superior do dispositivo, perpendicular ao corpo de prova.



Fig 3.14 - Dispositivo para ensaio de flexão por quatro pontos.

Os ensaios de flexão foram realizados em um equipamento EMIC DL 30000 N, com o programa Tesc versão 1.13, aferido e calibrado utilizando uma velocidade de avanço de 0,5 mm/mim.

Os corpos de prova são colocados sobre os apoios do dispositivo que possui uma distância entre apoios de 50mm. Este dispositivo foi fabricado em aço 4140 temperado com dureza de 52 HRC.

Os corpos de provas utilizados para o ensaio de flexão conforme figura 3.15, foram obtidos originalmente de tarugos de diâmetro 3" do aço AISI M2, sendo que a retirada do corpo de prova partiu do meio raio do tarugo, no sentido longitudinal a

barra, procurando assim trabalhar com amostras com uma menor heterogeneidade de microestrutura.

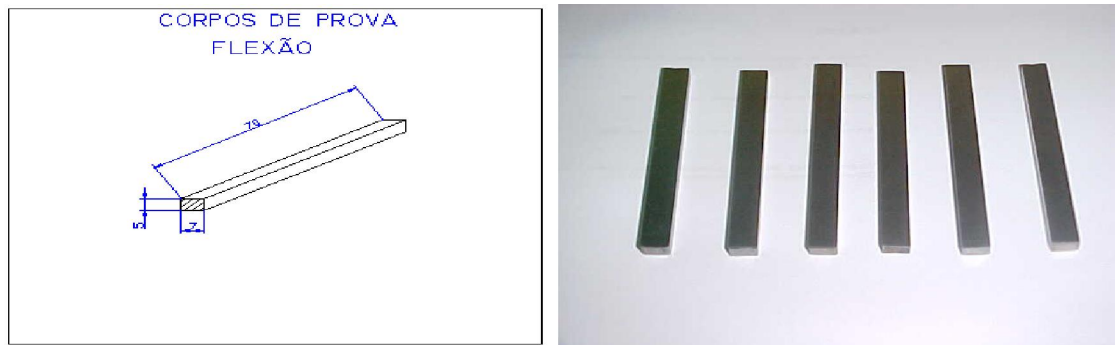


Fig. 3.15 - Corpos de prova utilizados no ensaio de flexão por quatro pontos.

3.7 – Difração de raio – x

Os corpos de prova utilizado para os ensaios de difração de raio x para a verificação do nível de austenita retida foram os mesmos utilizados na microscopia ótica, dureza e microdureza. A difração de raio X foi utilizada para avaliar o percentual de austenita retida nas amostras. O equipamento utilizado foi da marca Rigaku modelo Strain-Flex MSF-3M com com radiação de Cu K (30 kV, 50 mA).

Foi utilizado o método de Rietfield para avaliação quantitativa da austenita retida. O limite de detecção de austenita foi de 5%.

3.8 – Microscopia Eletrônica de Varredura

Na análise por microscopia eletrônica de varredura foram utilizados os mesmos corpos de prova utilizados para realizar o ensaio de difração de Raio-X, um de cada processo. As amostras polidas foram atacadas com o reagente Villela.

O reagente Villela é composto por 4g ácido pícrico e 100ml de H₂O, provocando um ataque moderado na matriz e pode revelar os carbonetos M₂C, MC e M₆C.

As observações via microscopia eletrônica de varredura foram realizadas no Laboratório de Materiais da UFSC (labMat) em microscópio eletrônico de varredura modelo Philips XL30 (figura 3.16) através de difração de elétrons-retroespalhados.



Figura 3.16 – Microscópio Eletrônico de varredura

Philips XL 30.

Foi realizado análise da composição química dos carbonetos presentes nos corpos de prova através da microanálise química por energia dispersiva (EDS).

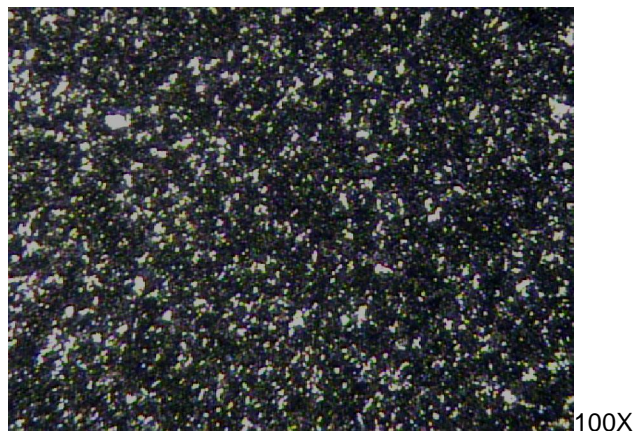
4 – RESULTADOS E DISCUSSÕES

4.1 Análise Microestrutural

4.1.1 Metalografia(MO, MEV)

Nas análises por microscopia óptica (figura 4.1) do material recozido, pode-se observar que a microestrutura é constituída de matriz ferrítica e carbonetos primários heterogeneamente distribuídos em forma de bandas ou estrias que acompanham a direção de laminação do material.

Aço SAE M2 Estado Recozido



4.1– Microestrutura do aço SAE M2 em estado recozido.

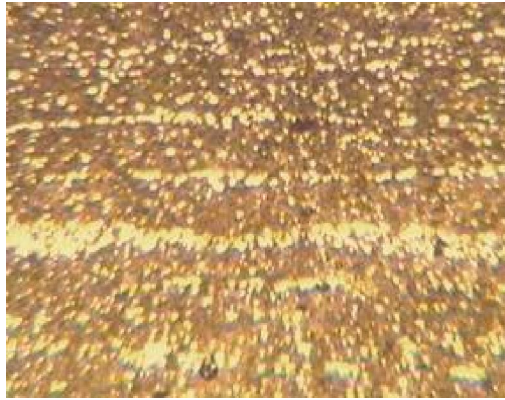
Atacado com Nital 4%.

Analisando as microestruturas submetidas às temperaturas de -30, -80 e -196°C, através da microscopia óptica não foi possível verificar nenhuma diferença microestrutural (figura 4.2) entre os três processos.

A figura 4.3 mostra através da microscopia eletrônica de varredura a microestrutura do aço apenas temperado. Pode-se observar na micrografia a presença

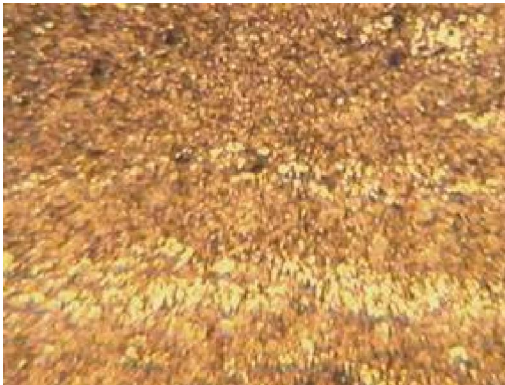
de carbonetos não dissolvidos com dimensões heterogêneas, e carbonetos com coloração diferente.

-30°C + 3 Revenidos



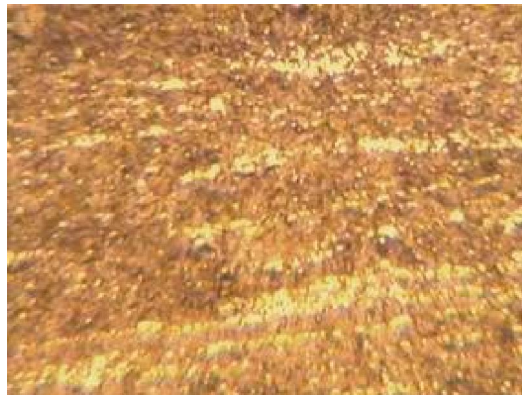
200X

-80°C + 3 Revenidos



200X

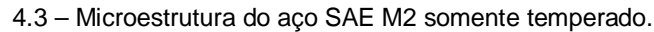
-196°C + 3 Revenidos



200X

4.2 - Microestrutura obtida através do
microscópio óptico. Atacado com Nital 4%.

Aço SAE M2 somente temperado



Através das imagens obtidas por microscopia, tanto óptica quanto eletrônica, foi possível observar microestruturas muito semelhantes em todos os processos (convencional e pelas rotas criogênicas). As microestruturas são constituídas por martensita revenida e carbonetos distribuídos em forma de estrias alongadas. Na figura 4.6 podem ser observadas duas microestruturas de amostras diferentes, a figura A é referente a amostra temperada com três revenidos pelo processo convencional e a figura B se refere a amostra “A3” (Temperado submetido a -196°C + 3 revenidos).

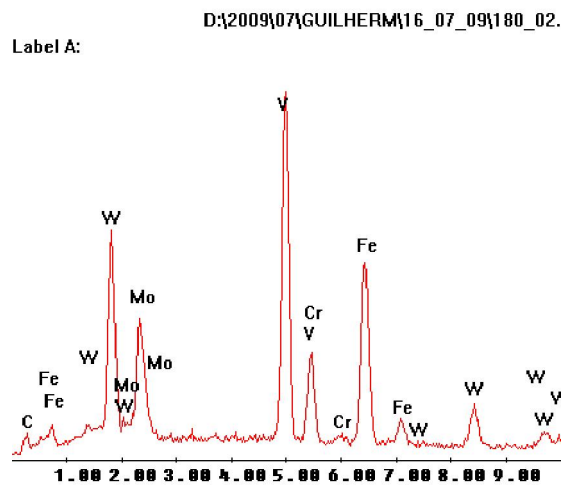


Figura 4.5- Análise por EDS dos carbonetos mais escuros.

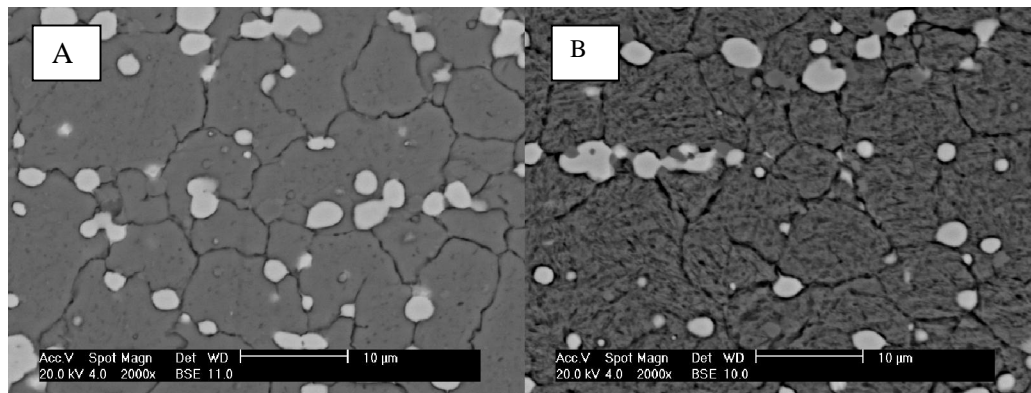


Figura 4.6 - Microestruturas observadas por MEV. A- amostra com tratamento convencional e B- amostra “A3”(Têmpera, -196°C e 3 revenidos).

Collins e Dormer (1997), consideram que carbonetos com menos de 5 μ m são precipitados durante o processo criogênico, porém verificou-se carbonetos precipitados de até 1 μ m na amostra obtida pelo processo convencional e sem criogenia. Assim pode-se verificar que tais carbonetos são secundários, e não precipitados durante temperaturas abaixo de zero. A distribuição mais homogênea, também citada não foi evidenciada pelas técnicas de micrografia utilizados.

Estudo realizado com a utilização de microscopia eletrônica de transmissão por Yun, Xiaoping e Hongshen (1998), mostram a presença de carbonetos η , com dimensões pequenas de difícil visualização pela técnica de microscopia eletrônica de varredura.

4.1.2 Difração de raio x

Na determinação quantitativa da austenita retida utilizou-se a difração de raio X, cujo limite de detecção foi de 5%.

Independente do número de revenidos os CPs que foram submetidos a temperatura de -196°C e -80°C, possuíam um percentual abaixo de 5 % de austenita retida em sua microestrutura (tabela 4.5). Este resultado evidencia que quando o objetivo é apenas a transformação da austenita em martensita não existe a necessidade de submeter os aços a temperaturas menores que -80°C.

Foram encontrados valores de austenita retida acima de 5% nos corpos de prova submetidos a temperatura de -30°C sem revenido e com um revenido. Este resultado mostra que a temperatura de -30°C não é suficiente para transformar a austenita retida após a têmpera em martensita quando a temperatura de austenitização for de 1190°C nos aços rápidos. Também pode-se evidenciar que a partir do segundo

revenido a transformação da austenita retida em martensita atinge percentuais semelhantes aos corpos de prova submetidos as temperaturas de -80°C e -196°C.

Tabela 4.1 – Percentual de austenita retida.

Processo convencional (Sem etapa criogênica)				
Austenitização	Revenimento 1	Revenimento 2	Revenimento 3	Austenita Retida
1190 °C	540°C	590°C	600°C	11%
Processo com Sub-Zero -30°C				
Austenitização	Revenimento 1	Revenimento 2	Revenimento 3	Austenita Retida
1190 °C	540°C	590°C	600°C	< 5%
1190 °C	X	590°C	600°C	< 5%
1190 °C	X	X	600°C	7%
1190 °C	X	X	x	9%
Processo com Sub-Zero -80°C				
Austenitização	Revenimento 1	Revenimento 2	Revenimento 3	Austenita Retida
1190 °C	540°C	590°C	600°C	< 5%
1190 °C	X	590°C	600°C	< 5%
1190 °C	X	X	600°C	< 5%
1190 °C	X	X	x	< 5%
Processo com Sub-Zero -196°C				
Austenitização	Revenimento 1	Revenimento 2	Revenimento 3	Austenita Retida
1190 °C	540°C	590°C	600°C	< 5%
1190 °C	X	590°C	600°C	< 5%
1190 °C	X	X	600°C	< 5%
1190 °C	X	X	x	< 5%

No processo convencional, sem submeter os CPs a uma temperatura abaixo de zero, e com três revenimentos, foi observado o maior percentual de austenita retida, com 11%.

4.2 Propriedades Mecânicas

4.2.1 Resultados de Dureza

A tabela 4.2 mostra os resultados de dureza obtidos na escala Rockwell C e a figura 4.7 mostra os resultados da tabela 4.2 graficamente.

Tabela 4.2 – Valores de dureza (HRC) obtidos.

PROCESSOS	1	2	3	4	5	6	Média
Convencional	60	61	60	62	61	61	61
A0	65	65	66	65	66	65	65
A1	63	64	63	64	64	63	64
A2	63	64	63	63	63	64	63
A3	63	64	63	63	64	63	63
B0	65	64	65	64	65	65	65
B1	62	62	63	62	63	62	62
B2	61	62	62	61	61	62	62
B3	62	62	62	61	62	62	62
C0	66	66	67	65	66	66	66
C1	62	62	62	63	63	62	62
C2	63	64	64	63	64	63	64
C3	64	64	64	64	63	63	64

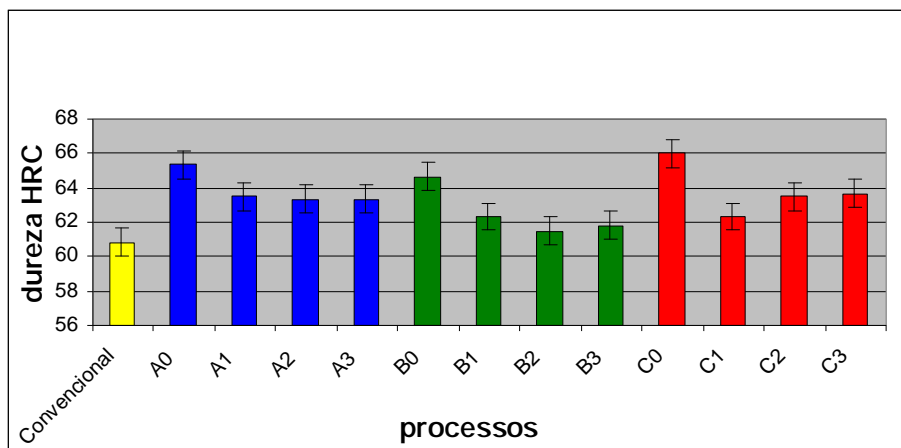


Figura 4.7 – Valores de dureza (HRC) obtidos.

A tabela 4.3 mostra os resultados encontrados na medição de dureza HV1 e a figura 4.8 ilustra graficamente estes resultados.

Tabela 4.3 – Valores de dureza (HV1).

PROCESSOS	1	2	3	4	5	6	Média
Conventional	740	750	755	760	740	750	749
A0	855	870	860	870	880	870	868
A1	795	800	790	790	790	800	794
A2	760	770	765	765	770	775	768
A3	780	785	785	785	790	780	784
B0	780	800	810	800	790	780	793
B1	740	770	760	760	750	750	755
B2	755	760	750	770	760	750	758
B3	740	750	750	745	750	760	749
C0	945	950	955	950	950	940	948
C1	760	780	780	770	780	785	776
C2	800	815	820	815	800	810	810
C3	810	815	810	810	820	820	814

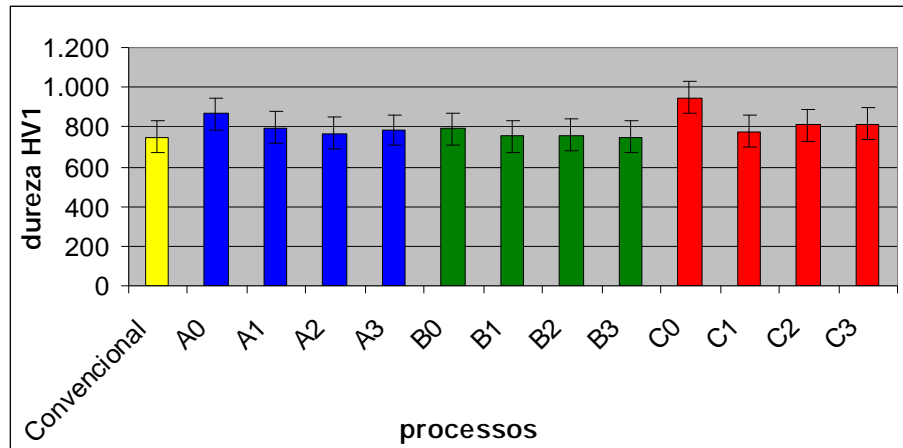


Figura 4.8 – Valores de dureza (HV1).

Comparando os valores de dureza obtidos entre os dois métodos pode-se observar que os corpos de prova não apresentaram nenhuma variação significativa de resultados entre os métodos.

Nos resultados de durezas HRC e HV1 obtidos nos corpos de prova tratados pelo processo convencional de tratamento térmico e os corpos de prova tratados com os processos utilizando temperaturas abaixo de zero pode-se observar que:

- Os corpos de prova submetidos a temperaturas abaixo de zero e sem revenido, apresentaram durezas mais altas;
- Nos processos com temperaturas de -196°C e -80°C a dureza manteve-se igual ou reduziu com a sequência de revenidos, conforme tabelas 4.2 e 4.3;
- O processo a -30°C foi o único processo em que a média de dureza do Corpo de Prova com um revenido ficou mais baixa do que com três revenidos.
- As durezas encontradas nos corpos de prova tratadas pelo processo convencional foram em média de 1 a 3 pontos HRC mais baixas que todos os processos envolvendo temperaturas abaixo de zero, o que sugere uma mudança (aumento) na temperatura de revenido para cada temperatura abaixo de zero empregada para atingir a mesma dureza nos aços quando comparado com o processo convencional.

O aumento de dureza evidenciado em todos os processos que utilizaram temperaturas abaixo de zero em relação ao processo convencional pode ocorrer devido a maior transformação da austenita retida em martensita. Como no método de difração de raio-x apenas três corpos de prova (processo convencional, -30°C sem revenido e -30°C com um revenido) apresentaram níveis de austenita retida acima de 5%, sendo que o processo convencional apresentou o maior percentual, acima de 10% e menor dureza, a presença desta fase mais mole influenciou nas durezas mais baixas encontradas. Porém o corpo de prova “C0” apresentou a maior dureza entre todos os corpos de prova apesar de ter um percentual de austenita retida de 9%, o que sugere uma microestrutura muito tencionada devido a falta de alívio de tensões após a têmpera por não haver revenido. Outro caminho para explicar este aumento de dureza pode ser a precipitação de carbonetos finos e coerentes com a matriz.

4.2.1 - Desgaste

No ensaio de desgaste disco de borracha-areia abrasiva procurou-se identificar qual o tratamento realizado em temperaturas abaixo de zero que apresentou maior resistência ao desgaste e também qual o efeito do número de revenidos na resistência ao desgaste.

A figura 4.9 mostra os resultados de perda de massa dos corpos de prova. Inicialmente pode-se observar que o processo utilizando temperatura criogênica (-196°C) apresentou melhor resistência ao desgaste dentre todos os tratamentos estudados, inclusive em comparação com o processo convencional de têmpera e três revenidos, que é o processo utilizado em praticamente todos os tratadores térmicos para este aço.

O processo o qual os CPs foram submetidos à temperatura de -80°C foi o mais estável com relação ao número de revenidos, ou seja à perda de massa com 1, 2 ou 3 revenidos apresentou pouca variação.

O processo utilizando temperatura de -30°C com 1 e 2 revenidos foi o que obteve pior resultado entre os 4 tratamentos. Porém ao realizar 3 revenidos os resultados ficaram muito próximos aos obtidos com o processo convencional.

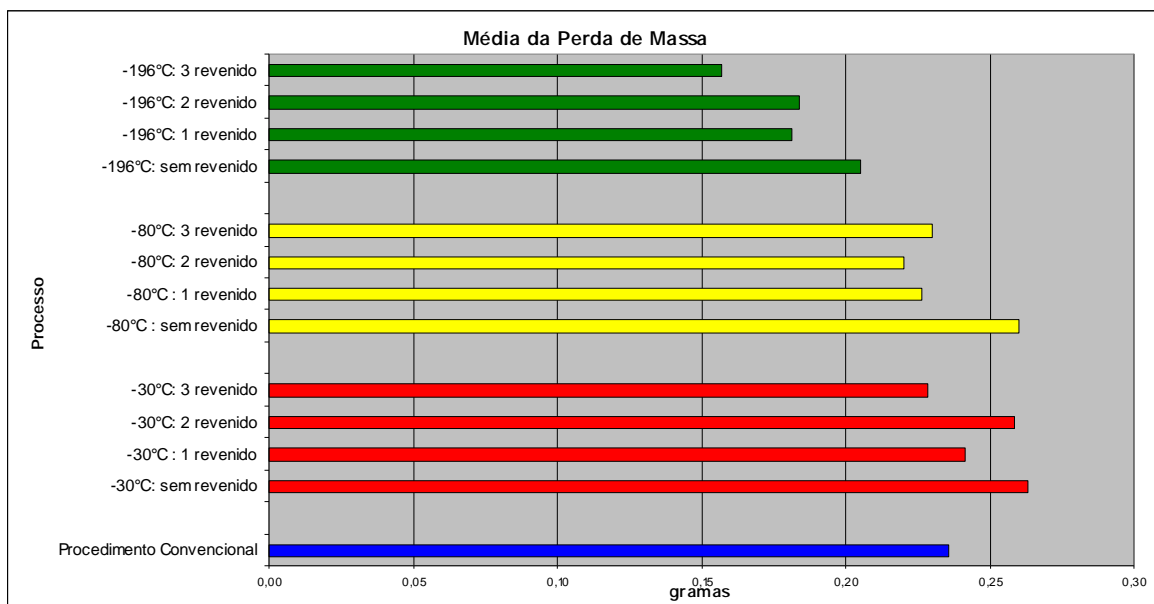


Fig 4.9 – Gráfico da média de perda de massa no ensaio de desgaste disco de borracha-areia abrasiva.

Os resultados dos corpos de prova submetidos a -196°C , com menor perda de massa, como mostrado no capítulo 2 por COLLINS (1998), devem estar relacionados a mecanismos de transformação microestrutural dos aços submetidos a esta temperatura:

- A precipitação de carbonetos ultrafinos com uma distribuição mais homogênea na martensita revenida;
- Transformação da austenita retida (fase com menor dureza) em martensita.

Os corpos de prova submetidos a -30°C tiveram uma média de perda de massa semelhante ao processo convencional. A figura 4.9, mostra que estes corpos de prova tiveram uma tendência de desgaste decrescente do corpo de prova sem revenido para o com três revenidos. Esta maior resistência ao desgaste pode estar associada a menor existência de austenita retida em percentuais maiores na microestrutura.

O processo utilizando temperatura de -80°C , apresentou um resultado pouco melhor que o processo convencional de têmpera e 3 revenidos. Como o número de revenidos neste processo influenciou muito pouco na perda de massa dos corpos de prova, pode-se entender que o percentual de austenita retida não variou, devido a transformação ter ocorrido durante o processo sub-zero. Neste caso o segundo e o terceiro revenido seriam dispensáveis quando a exigência for resistência ao desgaste. A possibilidade de realização do tratamento térmico de têmpera com apenas um revenido é muito interessante devido a redução de tempo e custo de processo.

Como a perda de massa foi maior do que nos corpos de prova que foram submetidos a temperatura de -196°C , uma justificativa pode ser a distribuição dos carbonetos menos homogênea, com tamanhos maiores.

Analisando o número de revenidos pode-se observar na figura 4.10 que exceto o processo a -80°C , nos outros processos sempre que utilizado três revenidos o desgaste foi menor. No processo a -80°C a variação de perda de massa foi insignificante. Microestruturalmente não pode-se observar nenhuma mudança devido ao número de revenidos, porém o menor desgaste ocorreu a medida que os revenidos eram feitos.

Dentre todos os processos ensaiados o que apresentou maior resistência ao desgaste foi o utilizando temperatura de -196°C mais 3 revenidos.

A dureza mais alta e a presença de nano carbonetos distribuídos mais homogeneamente faz com que o arrancamento de material (desgaste adesivo) para uma posterior desgaste abrasivo ocorra com maior dificuldade, assim este fenômeno pode ter ocorrido nos corpos de prova submetidos a -196°C .

A presença de austenita retida na matriz influenciou negativamente resistência ao desgaste. Os corpos de prova de prova que apresentaram maior percentual de austenita retida tiveram menor resistência ao desgaste.

A tenacidade é uma propriedade que influencia diretamente na resistência ao desgaste devido a ancoragem gerada aos constituintes mais duros, evitando o arrancamento. Será visto na próxima seção que o corpo de prova submetido a -196°C foi o que apresentou maior tenacidade. Este resultado coincide com o melhor resultado de resistência ao desgaste.

4.2.3 – Ensaio de Flexão

O escolha do ensaio de flexão por quatro pontos em vez do ensaio de impacto foi devido à velocidade de aplicação da carga ser bem inferior possibilitando assim a atuação de um maior número de mecanismos de nucleação e propagação de trincas.

Como pode-se ver na figura 4.10 o corpo de prova que teve maior tensão até a fratura foi o submetido à temperatura de -196°C com 3 revenidos. Porém nos CPs que receberam 1 e 2 revenidos os resultados foram piores que no processo convencional de têmpera e revenimento.

Com -80°C e -30°C tanto com 1, 2 ou 3 revenidos os resultados foram similares ao processo convencional de têmpera e 3 revenidos.

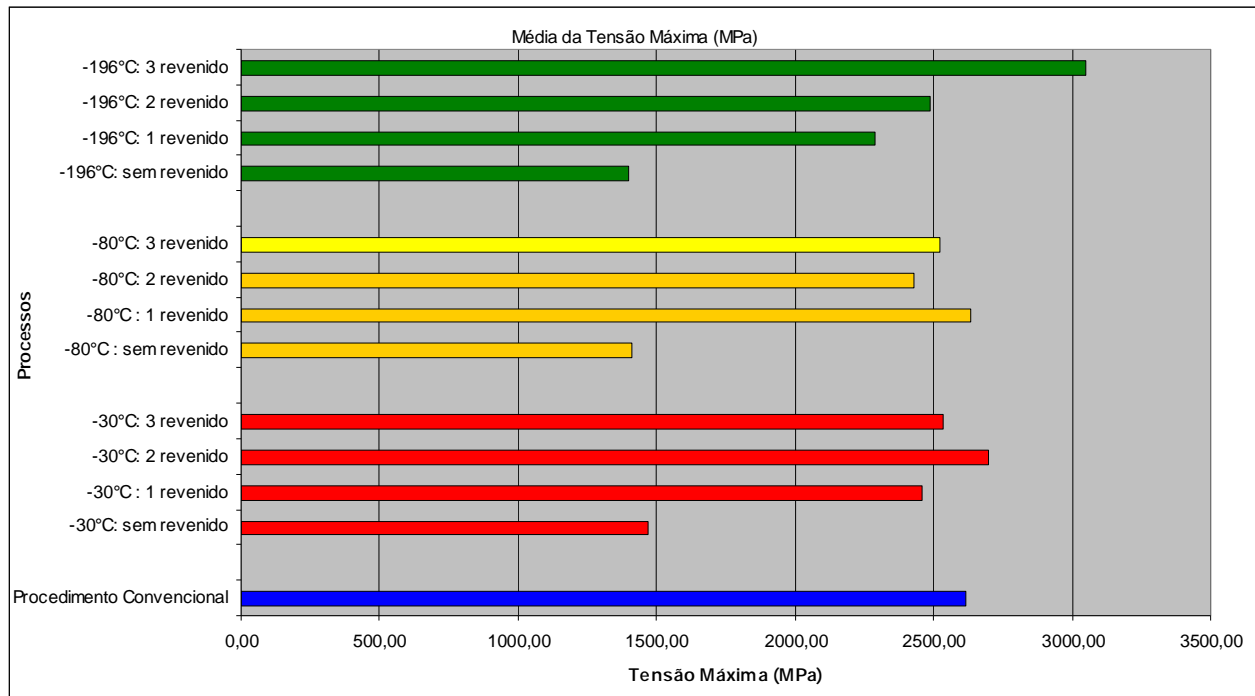


Fig. 4.10 – Gráfico da tensão máxima no ensaio de flexão por 3 pontos.

Neste ensaio pode-se observar que os corpos de prova que não receberam revenido, independente da temperatura criogênica que foram submetidos, apresentaram perdas de massa muito próximas. Isto pode ocorrer devido a tensões internas geradas pelas transformações de fase não terem sido aliviadas por um revenido.

Os corpos de prova submetidos a -196°C e 3 revenidos tiveram um rendimento acima da média encontrada nos outros processos, sugerindo que além do mecanismo de transformação da austenita em martensita houve algum outro mecanismo.

Possivelmente uma ancoragem dada à martensita que fica mais estável devido à difusão de átomos de carbono de seu reticulado e também pelo fato dos carbonetos ultrafinos precipitados alterarem o campo de tensões e a direção das trincas,

retardando o propagação das mesmas, podem gerar estes resultados (Yun, Xiaoping e Hongshen, 1998; Huang et. al, 2003).

Outra possibilidade é a precipitação de maior quantidade de carbonetos de alta dureza no revenimento das amostras tratadas com criogenia reduz o teor de carbono e elementos de liga na matriz, elevando assim a tenacidade do material (Huang et al., 2003).

5 – CONCLUSÃO

Após análise dos resultados dos ensaios realizados e avaliando as informações contidas na revisão bibliográfica pode-se obter as seguintes conclusões:

Os corpos de provas submetidos a temperatura de -30°C permaneceram com percentual de austenita retida de 9,1% sem revenido e 7,3% com um revenido. Somente quando submetido ao segundo revenido o percentual de austenita retida reduziu para menos de 5%. Portanto esta temperatura não pode ser utilizada sem no mínimo dois revenidos subseqüentes, quando deseja-se obter uma transformação total de austenita retida em martensita nestes aços.

Para os aços SAE M2 temperados, a temperatura de -80°C é suficiente para transformar a austenita retida existente na sua microestrutura após a têmpera, para percentuais inferiores a 5%, mesmo sem realizar um revenido subseqüente. Enquanto no processo convencional, mesmo com três revenidos a existência de austenita retida ficou com 11,1%.

Os resultados obtidos para os CPs submetidos a -196°C , mostraram que sofrem algum outro mecanismo, além da transformação de austenita retida em martensita. Conforme a revisão bibliográfica conclui-se que a esta temperatura ocorre a precipitação de nanocarbonetos.

Mesmo utilizando temperaturas criogênicas (-196°C), três revenidos tornará os aços SAE M2 mais resistentes, quanto ao desgaste e tenacidade, devido ao aumento de dureza gerado pela transformação de austenita retida em martensita e precipitação de “nanocarbonetos” carbonetos mais homogêneos.

Aços rápidos tratados criogenicamente terão um resultado superior aos tratados pelo processo convencional (têmpera e três revenidos).

6 – Trabalhos Futuros

Procurando aprofundar e obter resultados mais conclusivos a respeito deste tema que apresenta publicações ainda controversas, sugestões de pesquisas futuras que poderão melhorar as conclusões deste trabalho serão propostas:

- Utilização do equipamento de microscopia eletrônica de transmissão para realizar a micrografia dos corpos de prova tratados criogenicamente a fim de identificar os carbonetos precipitados a estas temperaturas, avaliando tamanho e distribuição;
- Realização de ensaios de impacto para verificação da absorção de impacto e comparação de tenacidade com método de flexão, porque possivelmente a precipitação de nanocarbonetos pode fazer com que a absorção de impacto nos aços rápidos funcione de maneira diferente;
- Avaliação de tratamentos criogênicos em aços utilizados para trabalho a quente que exigem altas tenacidades devido aos ciclos térmicos em que as ferramentas são submetidas. Aumentando a tenacidade destes aços as falhas por fadiga térmica podem diminuir;
- Realizar um estudo a respeito da aderência de camadas PVD em aços tratados criogenicamente. A aderência das camadas PVD estão diretamente ligadas a performance de ferramentas.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- Aços Villares S.A. **Aços para ferramentas. Aços rápidos** (Catálogos – 1999)
- BAYER, A. M.; WALTON, L. R. Wrought tool steels. IN: ASM Handbook Metals Park: **Properties and selection: irons, steels and high-performance alloys** p. 757-79, v. 1: ASM, 1990.
- Barron, R.F. **Cryogenic Treatment produces cost savings for Slitter Knives**. Tappi Journal, 1974.
- Boccalini Jr., M. **Um Estudo da Solidificação do Aço Rápido AISI M2 – Efeitos da Composição Química e da Velocidade de Resfriamento sobre a Microestrutura Bruta de Fundição**, Tese de Doutorado, EPUSP, 1996.
- Boccalini Jr., M., Corrêa, A.V.O., Goldenstein, H., **Rare Earth Metal Induced Modification of γ -M₂C, γ -M₆C e γ -MC Eutectics in as Cast M2 high Speed Steel**. Material Science and Technology, vol.15, June, pp. 621-626, 1999.
- Bowes, R.G. **The Theory and Practice of Sub-Zero Treatment of Metals**. Heat Treatment of Metals, vol. 1, n.º 1, pp. 29-32, 1974.
- BRANKOVIC. M. <http://www.ec-lyon.fr>, Laboratoire de Tribologie et Dynamique des Systèmes, Ecole Centrale de Lyon, 28 de março de 2005.
- BRESSAN, J.D.; HESSE, R.; SILVA JR., E.M. **Abrasive wear behaviour of high speed steel and hard metal coated with TiAlN e TiCN**. Wear, v. 250, pp. 561-568, 2001.
- Collins, David N. **Cryogenic Treatment of Tool Steels**. Advanced Materials & Processes, pp. H23-H29, 1998.

- Collins, D. N. e Dormer, J. **Deep Cryogenic Treatment of a D2 Cold-work tool steel**, Heat Treatment of Metals. pp. 71-74, 1997.
- Cryosa – Tratamento Criogênico. Disponível em <http://www.prodigyweb.net.mx/irias/esp/cont/2.htm>. Disponibiliza informações relacionadas criogenia, metalurgia entre outros. Acesso em 20 de outubro de 2007.
- Gulyaev, A.P. **Improved Methods of Heat Treating High Speed Steels to Improve the Cutting Properties**, Metallurg, n.º12, pp. 65, 1937.
- GAHR, Z. K.: **Microstructure and wear of materials**. Tribology series 10, Elsevier Science Publishers. 1987.
- HOYLE, G. **High speed steels**. London: Butterworth & Co, 1988.
- Huang, J.Y.; Zhu, Y.T.; Liao, X.Z.; Beyerlein, I.J.; Bourke, M.A.; Mitchell, T.E. **Microstructure of Cryogenic Treated M2 Tool Steel**, Material Science and Engineering, pp. 241-244, 2003.
- Infomet – Informações britadas, Fundidas e laminadas. Disponível em http://www.infomet.com.br/h_acos_ferramenta.php. Disponibiliza informações relacionadas à área de siderurgia, mineração, meio ambiente, metalurgia entre outros. Acesso em 20 de agosto de 2004.
- Kamody, Dennis J. **Cryogenic Process Update**. Advanced Materials & Processes, pp. H67-H69, 1999.
- KÖNIG, G. R. **ESTUDO DO DESGASTE DE REVESTIMENTOS EM MATRIZES DE RECORTE A FRIO DE CABEÇAS DE PARAFUSOS**. 143p. Dissertação (Mestrado em engenharia) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade Federal de Santa Catarina, 2007.

- MAGNABOSCO, R; OLIVA-Jr, R. Z; PASSOS, R. R. S. **tratamento térmico de aço rápido ABNT M2**. In: XV COBEM (Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica), 22 a 26 de novembro de 1999.
- MAGNABOSCO, R. **Estudo do comportamento eletroquímico do aço AISI M2 em NaOH utilizando técnicas de polarização potenciodinâmica e potenciostática**. 133p. Dissertação (Mestrado em engenharia) - Departamento de Engenharia Metalúrgica e de Materiais, Universidade de São Paulo, 1996.
- Meng, Fanju / Tagashira, Kohsuke / Azuma, Ryo / Sohma, Hideaki. **Role of Eta-Carbide of Fe-12Cr-Mo-V-1,4C Tool Steel by Cryogenic Treatment**. ISIJ International, Vol.34, pp. 205-210, 1993.
- METALS HANDBOOK DESK EDITION. **Tool Materials**. USA : ASM, 1986.
- Molinari, A.; Pellizzari, M.; Gianella, S.; Straffelini, G.; Stiasny, K.H. **Effect of Deep Cryogenic Treatment on the Mechanical Properties of Tool Steels**, Journal of Materials Processing Technology, n.º 118, pp.350-355, 2001.
- Moore, K. e Collins, D. N. **Cryogenic Treatment of Three Heat Treated Tools Steels**, Engineering Materials, Vol. 86-87. pp. 47-54, 1993.
- Popandopulo A. N., and Zhukova L. T. **Transformations in High Speed Steels During Cold Treatment**, Translated from Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka, Metallov, n.º.10, pp. 9-11, 1980.
- Reasbeck, R.B. **Improved Tool Life by the Cryotough Treatment**, Metallurgia, April, n.º4, pp. 178-179, 1989.
- REIS, M.C.; ZAVAGLIA, C.A.C. *Projeto e construção de um equipamento para ensaios de desgaste de materiais para uso em próteses ortopédicas*. Revista Brasileira de Biomédica, v. 15, n. 1-2, p. 31-38, 1999.
- ROBERTS, G.A.; CARY, R. A. **Tool steels**. Metals Park: ASM, 4. ed., 1980, p.627-772.

- Roberts G.A e Cary. R.A. Tool Steels 4th Edition. **High Speed Steels**, pp.627-774, ASM International, 1980.
- RUSIÑOL D. MARCO, *Efecto del Tratamiento Criogénico en las Propiedades Mecánicas de los Aceros de Herramienta de Trabajo en Frío*. 134 p. Trabalho de Conclusão de Curso de Engenharia Mecânica, Escola Tècnica Superior d'Enginyeria Industrial de Barcelona, 2004.
- SCOTT, D. *Fundamentals of tribology*. The Mit Press Editors, pp. 1-11, 422-437, 1980.
- Silva, W.S. **Estudo da Tenacidade à Fratura do Aço Rápido M2 Fundido Modificado e Tratado Termicamente**. Dissertação de Mestrado, EPUSP, 2001.
- Silva, F.J. **Influência do tratamento criogênico no desempenho de ferramentas de aço rápido**, 1999. Dissertação Mestrado – Universidade Federal de Uberlândia, Minas Gerais.
- Speich, G.R., Leslie, W.C. **Tempering of Steel**. Metallurgical Transactions, v.3, pp. 1043-1054, 1972
- Taylor, J. **Cold Plunge Gives Tools an Extra Lease of Life**, Metalworking Production, n.º 122, vol.5, pp.73-77, 1978.
- Villares Metals – Aços Rápidos - Catálogo Técnico
- WANG, A., SUN, D. C., STARK, C. and Dumbleton, J. H. (1995). "Wear
- Yen, Pen-Li e Kamody, Dennis J. **Formation of Fine Eta Carbides in Special Cryogenic and Tempering Process (Key to Improved Properties of Alloy Steels)**. Industrial Heating and NU-Bit, Inc Publication, 1997.

- Yoshida, Shun. **Têmpera de Aços Rápidos em Fornos com Resfriamento à Vácuo**. Brasimet Com. Ind. S/A, São Paulo, 2000.
- Yun, Dong / Xiaoping, Lin / Hongshen, Xiao. **Deep Cryogenic Treatment of High-speed Steel and its Mechanism**. Heat Treatment of Metals, pp.55-59, 1998.
- ZUM GAHR, K.-H. *Microstructure and wear of materials*. Tribology Series, v. 10. Elsevier, pp. 1-6, 80-115, 1987.